

JOÃO JUNIOR TIGRINHO

**SUPERFÍCIES ENRIQUECIDAS POR CARBONETOS DE TUNGSTÊNIO
DEPOSITADOS A PLASMA POR ARCO TRANSFERIDO.**

Curitiba
2005

JOÃO JUNIOR TIGRINHO

**SUPERFÍCIES ENRIQUECIDAS POR CARBONETOS DE TUNGSTÊNIO
DEPOSITADOS A PLASMA POR ARCO TRANSFERIDO.**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção de grau de Mestre em Engenharia e Ciências dos Materiais, Programa Interdisciplinar de Pós-Graduação em Engenharia, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná.

Orientadora: Profa. Dra. Ana Sofia Climaco Monteiro d'Oliveira

Curitiba
2005

Dedico este trabalho
à minha esposa pelo apoio e compreensão,
e aos meus pais pelo incentivo nos estudos.

AGRADECIMENTOS

- À Prof. Dra. Ana Sofia Monteiro d'Oliveira pela orientação e ajuda na conclusão deste trabalho.
- Ao PIPE e a Universidade Federal do Paraná, por acreditarem no projeto.
- À Renault do Brasil, em especial ao meu Supervisor Emerson Ferreira, pelo apoio, compreensão e flexibilização da jornada.
- À empresa Robert Bosch, pelo auxílio na preparação de amostras.
- À empresa Metalus, pelo auxílio.
- Aos bolsistas Paulo Chiquito, Camilo, Douglas e Jonas, pelo auxílio técnico na deposição, preparação e ensaio das amostras.
- À minha esposa Rafaela pela compreensão e apoio.
- Aos meus pais, pelo incentivo e apoio nos estudos fundamentais.
- Ao colega Ricardo Takeyama, pelo auxílio e troca de informações.
- A todos os familiares e amigos que de uma forma ou outra me auxiliaram e continuam me auxiliando no meu projeto pessoal.

"Todo êxito deriva da ousadia para começar."
Eugene F. Ware

SUMÁRIO

LISTA DE SÍMBOLOS.....	VIII
LISTA DE FIGURAS.....	IX
LISTA DE TABELAS.....	XI
LISTA DE EQUAÇÕES.....	XI
 RESUMO.....	 12
ABSTRACT.....	13
 1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	 14
 2. OBJETIVOS.....	 17
 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	
3.1. Processo de soldagem a plasma	
<u>3.1.1. Histórico.....</u>	<u>18</u>
<u>3.1.2. Características dos processos a plasma.....</u>	<u>20</u>
<u>3.1.3. Características da técnica PTA.....</u>	<u>21</u>
3.2. Características do revestimento.....	25
3.3. Parâmetros de processamento	26
3.4. Propriedades do revestimento	
<u>3.4.1 Diluição.....</u>	<u>29</u>
<u>3.4.2. Aporte Térmico.....</u>	<u>31</u>
<u>3.4.3 Microestrutura.....</u>	<u>32</u>
3.5. Desgaste	
<u>3.5.1 Desgaste por deslizamento.....</u>	<u>36</u>
<u>3.5.2 Ensaio pino sobre disco.....</u>	<u>39</u>
3.6. Dureza Vickers.....	40
3.7. Ligas de Tungstênio	
<u>3.7.1 Introdução.....</u>	<u>41</u>
<u>3.7.2 Características e aplicações.....</u>	<u>42</u>
 4. RESUMO DAS ATIVIDADES EXPERIMENTAIS.....	 46
4.1. Deposição.....	46
4.2. Caracterização dos revestimentos	
<u>4.2.1 Inspeção Visual.....</u>	<u>48</u>
<u>4.2.2 Perfil de Microdureza.....</u>	<u>49</u>
<u>4.2.3 Análise Metalográfica.....</u>	<u>50</u>
<u>4.2.4. Ensaio de desgaste – Pino sobre disco.....</u>	<u>50</u>

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	52
5.1. Inspeção Visual.....	53
5.2. Perfil de Microdureza.....	55
5.3. Diluição	56
5.4. Resistência ao desgaste.....	59
5.5. Microestrutura.....	60
6. CONCLUSÕES.....	70
7. TRABALHOS FUTUROS.....	71
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	72

LISTA DE SÍMBOLOS

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas.

AISI – American Iron and Steel Institute, Instituto Americano do Ferro e do Aço.

ASM – American Society of Metals, Sociedade Americana de Metais.

ASTM – American Society for Testing and Material, Sociedade Americana para Ensaio de Materiais.

AWS – American Welding Society, Sociedade Americana de Soldagem.

DEMEC – Departamento de Engenharia Mecânica.

EDS - Análise química quantitativa por espectroscopia de dispersão de energia

Fe – elemento ferro.

HRC – Dureza Rockwell escala C

HV – Dureza Vickers.

JCPDS - Joint Committee on Powder Diffraction Standards.

LaMaTS – Laboratório de Materiais e Tratamentos Superficiais.

MEV – Microscopia eletrônica de Varredura.

MO – Microscopia óptica.

PAW – Plasma Arc Welding: Soldagem a arco plasma.

PTA – Plasma Transferred Arc: Plasma a arco transferido.

PSTA – Plasma Semi-Transferred Arc, Plasma a Arco Semi-Transferido.

SAE – Society Automotive Engineering, Sociedade de Engenheiros Automotivos.

TIG – Tungsten Inert Gas: Processo de soldagem por eletrodo de tungstênio e gás inerte.

UFPR – Universidade Federal do Paraná

WCoC – Dispersão fina de carbonetos com a concentração de W17%Co5%C.

ZF –Zona fundida

ZTA – Zona termicamente afetada.

LISTA DE FIGURAS

- Figura 1.1** – Processo de Formação do Plasma – pág. 15
- Figura 3.1** – Desenvolvimento dos Processos de Soldagem – pág. 18
- Figura 3.2** – Principais Desenv. de Aplicações Baseadas no Plasma – pág. 19
- Figura 3.3** – Evolução e Aplicação dos Processos de Soldagem - pág. 20
- Figura 3.4** – (a) Arco Piloto Entre o Bocal e o Eletrodo e Fig. 3.4 (b) – Arco Principal entre a Peça e o Eletrodo – pág. 21
- Figura 3.5** – Funcionamento de uma Tocha do Processo PSTA – pág. 22
- Figura 3.6** – Esquema de uma Tocha do Processo PTA os Três Sistemas de alimentação de Gás – pág. 23
- Figura 3.7** – Esquema de uma tocha plasma – pág. 24
- Figura 3.8** – Influência da Corrente do Arco Transferido na Diluição no Revestimento PTA com um Único Passe - pág. 26
- Figura 3.9** – Variação da Taxa de Alimentação em Função da Diluição e da Espessura do Revestimento - pág. 27
- Figura 3.10** – Linha Isotérmica à Frente de Soldagem - pág. 27
- Figura 3.11** – (a) – Poça de Fusão para Velocidade de Soldagem Baixa e (b) – Poça de Fusão para Velocidade de Soldagem Normal. - pág. 28
- Figura 3.12** – Diluição em Revestimento Depositado por Processo de Soldagem – pág. 29.
- Figura 3.13** – Esquema da Diluição de uma Liga – pág. 30.
- Figura 3.14** – Variação na Penetração em Função da Espessura e da Diluição do Revestimento Obtido por PTA – pág. 31.
- Figura 3.15** – As três Regiões Características de um Revestimento Obtido por Técnica de Soldagem – pág. 33
- Figura 3.16** – Diagrama Esquemático da Solidificação na Poça de Soldagem e Gradiente Térmico Característico – pág. 35
- Figura 3.17** – Subestruturas de Solidificação em Função do Superesfriamento Constitucional – pág. 35
- Figura 3.18** – Mecanismos de Desgaste por Deslizamento– pág. 36
- Figura 3.19** – Esquema do Equipamento de ensaio “Pino Sobre Disco” – pág. 40.
- Figura 3.20** – Pirâmide de indentação Vickers – pág. 41.
- Figura 3.21** – Diagrama de Fases Característico dos Elementos de Liga Alfarêneos – pág. 44
- Figura 3.22** – Diagrama de Equilíbrio do Sistema Binário Tungstênio – Ferro – pág. 45
- Figura 4.1** – Equipamento de Revestimento por PTA – LaMaTS – UFPR. – pág. 47
- Figura 4.2** – Esquema da Seqüência de Indentações para levantamento do perfil de dureza– pág. 49
- Figura 5.1** – Aspecto dos Cordões das Amostras após a Deposição por PTA – pág. 53
- Figura 5.2** – Poros Observados nas Amostras com Concentrações de 35% de WCoC (a) e as Inclusões de Fe nos Cordões Refeitos com o Mesmo pó após Secagem (b) – pág. 54
- Figura 5.3** – (a) Vista Geral da Seção Transversal do Cordão de 5% WCoC e (b) Detalhe da Seção Transversal da Superfície Revestida - pág. 54
- Figura 5.4** – Largura dos cordões resultantes da deposição – pág. 55

- Figura 5.5** – Variação da Dureza Vickers x Distância da Superfície na Seção Transversal do Revestimento – pág. 56
- Figura 5.6** – Medição de diluição na seção transversal de cada cordão pelo método de proporcionalidade das áreas – pág. 57 / 58
- Figura 5.7** – Gráfico: Perdas de massa médias das amostras submetidas ao ensaio de desgaste pino sobre disco – pág. 59
- Figura 5.8** – Características e Microestruturas das Seções Transversais das Amostras Observadas em Microscópio Ótico – pág 61
- Figura 5.9** – Estrutura de Widmanstätten Observada nos Revestimentos com Concentrações de 5% de WCoC no MEV – pág. 62
- Figura 5.10** – Mudança no refino das microestruturas das amostras a 35% WCoC em função da distância do substrato – pág. 63
- Figura 5.11** – Variação da microestrutura em função da cinética de solidificação nas amostras com 35%WCoC – pág. 64
- Figura 5.12** – Aspecto das microestruturas observadas em MEV – pág. 65
- Figura 5.13** – Resultados de análise química por EDS na seção transversal das amostras retiradas de cada um dos cordões depositados – pág. 66 / 67
- Figura 5.14** – Resultado da Difração de Raio X das misturas de pós e revestimentos obtidos para as duas correntes de deposição – pág. 66 / 67

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Valores mínimos e máximos de diluição para os processos de soldagem utilizados em operações de revestimento - pág. 31

Tabela 3.2 – Valores mínimos e máximos da eficiência térmica do arco dos processos de soldagem utilizados em operações de revestimento - pág. 32

Tabela 3.3 – Principais características do elemento tungstênio - pág. 42

Tabela 4.1 – Identificação das amostras conforme as características da deposição - pág. 47

Tabela 4.2 - Parâmetros de processamento na deposição das amostras. – pág. 48

Tabela 5.1 - Resultado de diluição das amostras retiradas dos cordões – pág. 58

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 3.1 – Cálculo da diluição de um revestimento obtido por PTA – pág. 30.

Equação 3.2 – Aporte térmico fornecido pelo arco transferido – pág. 32

Equação 3.3 – Aporte térmico na peça levando em consideração a eficiência térmica do arco transferido do processo – pág. 32

Equação 3.4 - Equação de Archard – relação entre o desgaste por deslizamento e a dureza superficial no contato – pág. 38.

Equação 3.5 – Cálculo da dureza Vickers a partir da medida da diagonal impressa sobre a superfície – pág. 41.

RESUMO

A necessidade de prolongamento da campanha de componentes de equipamentos sujeitos ao desgaste ou, ainda, a necessidade de adaptações específicas de equipamentos levaram ao desenvolvimento de técnicas de endurecimento superficial (hardfacing) que consistem na deposição de materiais com composição química distinta em um material de substrato. Entre os processos utilizados para este propósito pode-se mencionar a deposição a plasma por arco transferido (PTA), que tem-se destacado ao produzir revestimentos de alta qualidade, com mínima diluição e baixa distorção. Esta técnica, ao empregar material de adição na forma de pó, permite a obtenção de revestimentos de materiais/superfícies de elevada dureza. Através deste processo podem-se obter revestimentos de ligas disponíveis comercialmente ou produzir ligas in-situ, isto é, quando da deposição, permitindo obter propriedades específicas para cada aplicação. Pretende-se neste trabalho explorar uma nova aplicação do processo PTA: a modificação das superfícies processadas. Isto é, incrementar as propriedades mecânicas na superfície mantendo a matriz ferrosa do substrato. O procedimento empregado é semelhante a uma simples adição de partículas de reforço, como carbonetos de tungstênio, visando um aumento da resistência à abrasão. O desafio deste trabalho é o enriquecimento de superfícies pela deposição e dissolução de carbonetos finos WCoC. Pretende-se aproveitar a elevada densidade de energia do PTA para fundir os carbonetos e dissolve-los em uma matriz ferrosa, visando produzir uma superfície que apresente elevada resistência ao desgaste por deslizamento. No processamento das superfícies foram utilizadas duas intensidades de corrente e diferentes quantidades de carbonetos WCoC. Resultados mostraram que a preparação dos pós a depositar é determinante para obtenção das características mais adequadas das superfícies. Os procedimentos de deposição utilizados permitiram a obtenção de superfícies homogêneas, sendo a sua dureza e resistência dependente da quantidade de carbonetos dissolvidos.

Palavras-chaves: Endurecimento superficial, PTA, carbonetos, WCoC.

ABSTRACT

Hardfacing through surface welding of special alloys leads to the protection of components and equipments from wear and corrosive environments allowing for longer service life. Among hardfacing processes one can mention Plasma Transferred Arc (PTA) surface welding. Recognized for the high quality low distortion and low dilution deposits, this technique is used to reduce/control components degradation when exposed to aggressive environments. Besides these advantages Plasma Transferred Arc surface tailoring through surface welding or in-situ alloy processing takes advantage of the powder form of the feeding material as powder mixtures of unlimited chemical composition can be produced and deposited. The challenge now is to develop a different PTA procedure to enhance surface wear resistance – surface modification. It is aimed to increase surface properties without changing the iron-based matrix of the substrate steel. Similar procedure is used to add coarse carbide particles to surfaces in order to increase their abrasion resistance. This work aimed to enhance surface sliding wear resistance of a low carbon steel by the dissolution of fine WCoC carbides. Using the high energy density of PTA process to melt the fine WCoC carbide particles and to allow for their subsequent dissolution into an iron based matrix. Surface processing used two current intensities and different amounts of fine WCoC carbides. Results showed that powder handling procedures were determining to produce a sound surface. The processing procedures used lead to homogeneous surfaces exhibiting a hardness and wear resistance dependent on the amount of carbides dissolved.

Key-words: Hardfacing, PTA, carbides, WCoC.

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA:

A demanda para aumentar a vida útil de componentes é crescente e existe em todos os setores da indústria, principalmente no que diz respeito a minimizar os efeitos do desgaste causado pelo atrito (desgaste por deslizamento), pois é conhecido que componentes metálicos falham na maioria das vezes não devido a fraturas, mas por perda de dimensão e, conseqüentemente, de funcionalidade (Miller, 2005). Diversos métodos modernos foram desenvolvidos e incorporados aos processos de fabricação visando prolongar a durabilidade de componentes (Chamberlain, 2003), entre eles as técnicas de endurecimento superficial ou *hardfacing*. Trata-se da deposição por soldagem de um material com elevada resistência ao desgaste sobre a superfície da peça (d'Oliveira, 2002; Miller, 2005).

Entre todos os processos de endurecimento superficial por deposição, os que se baseiam na utilização do plasma¹ ainda são os menos empregados (Miller, 2005), mas são especialmente convenientes porque permitem a deposição de materiais de elevada resistência ao desgaste na forma de pó. A técnica permite, inclusive, a deposição de materiais cerâmicos que normalmente não podem ser processados na forma de arames ou varetas para deposição por outro processo de endurecimento superficial (Tocallo, 1996).

Dos processos baseados no plasma destaca-se a técnica de soldagem a plasma por arco transferido ou PTA (*Plasma Transferred Arc*), atualmente empregado na fabricação tanto de peças sujeitas a intenso atrito (válvulas para motores e assentos de válvulas) quanto de peças sujeitas ao choque de partículas (palhetas de turbinas) (Foltran, 2000). A técnica de deposição a plasma por arco transferido pode ser considerada como uma derivação do processo de soldagem TIG, pois também utiliza como fonte primária de energia o arco elétrico entre um eletrodo não-consumível de tungstênio encapsulado e a peça.

Plasma¹: termo derivado do grego “plasma-atos”, formar, modelar. O plasma se forma fornecendo-se a um gás energia suficiente para romper as ligações moleculares e atômicas. É classificado como sendo o quarto estado físico da matéria.

A energia do arco elétrico faz com que um gás inerte se dissocie e se ionize em um bocal, liberando esta energia no momento em que as partículas se deionizam e se recombinam no bico da tocha. Esta energia provoca o aquecimento e a fusão do material do revestimento na forma de pó e do substrato (Tocallo, 1996). Um esquema básico do princípio de formação do plasma é mostrado na Figura 1.1, a seguir.

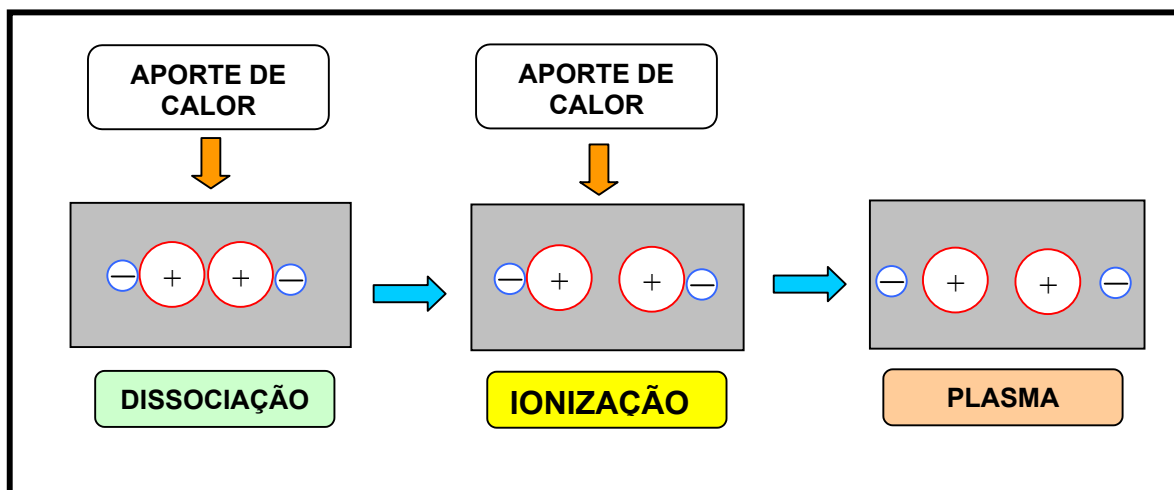


Figura 1.1 – Processo de formação do plasma – Adaptado de Marconi, 2002.

As principais vantagens do processo de deposição PTA são a estabilidade direcional do arco, que não varia quando ocorrem variações de distância entre a tocha e a peça, e a impossibilidade de contato entre o eletrodo encapsulado e a peça, o que elimina completamente a possibilidade de inclusões de tungstênio do eletrodo na peça (Foltran, 2000). Já o revestimento obtido por PTA caracteriza-se por um bom acabamento, variação geométrica e dimensional desprezível, diluição muito baixa e uma camada de alta densidade ligada metalurgicamente ao substrato (Tocallo, 1996).

Os revestimentos a base de carbonetos de tungstênio tem se destacados, e já são vistos como alternativa para materiais de elevada dureza tradicionalmente utilizados em bombas de mistura sujeitas a desgaste intenso, como ferros fundidos brancos e aços inoxidáveis. O sucesso do emprego do revestimento nesta aplicação pode ser explicado pela resistência ao desgaste e boa molhabilidade dos carbonetos de tungstênio em materiais ferrosos. A aplicação deste tipo de revestimento em peças e componentes sujeitos a

intenso desgaste, amplia sua vida, pois permite aliar as características dúteis de uma matriz ferrosa do tipo austenítica, por exemplo, com a elevada resistência mecânica, estabilidade térmica e excelente resistência ao desgaste dos carbonetos (Rong, Yehua, Dehong, 2003)

No presente trabalho estudou-se o comportamento de superfícies ferrosas modificadas pela dissolução de carbonetos de tungstênio (WCoC) adicionados pela técnica de deposição por plasma a arco transferido (PTA), utilizando mistura de pós de Fe com diferentes concentrações de carbonetos de tungstênio (WCoC), e variando-se a intensidade de corrente de deposição, sobre um substrato de aço carbono SAE 1020. A garantia da dissolução dos carbonetos no revestimento é esperada pela granulometria extra-fina do pó WCoC utilizada e pela temperatura da tocha plasma no ponto de alimentação deste pó (aproximadamente 10^4 °C) (Marconi, 2002), que é muito superior à temperatura de fusão dos carbonetos WCoC (aproximadamente 1300°C no eutético) (Sun, Zhang, Shen; 2002). Na verdade, como a temperatura de fusão de WC é 2777°C e do Co 1495°C, as temperaturas desenvolvidas no processo de deposição PTA são suficientes para fundir totalmente os carbonetos presentes na mistura de pós.

Para avaliação das propriedades mecânicas dos revestimentos resultantes, foi levantado o perfil de microdureza Vickers, na seção transversal de cada amostra processada. Além disso, foram realizados ensaios de resistência ao desgaste do tipo pino sobre disco de corpos-de-prova retirados dos cordões depositados. Para avaliar a correlação entre microestrutura e o comportamento mecânico dos revestimentos foi realizada análise por microscopia óptica e eletrônica com análise química destas amostras por EDS (espectroscopia de dispersão de energia). Para complementar a caracterização, as misturas de pós Fe-WCoC e as superfícies resultantes foram submetidas a análise por difração de Raio-X. Antes de todos os ensaios as amostras foram inspecionadas visualmente quanto o acabamento e a condição geral dos cordões obtidos.

2. OBJETIVOS

O trabalho em desenvolvimento tem por objetivo avaliar a possibilidade de modificar superfícies ferrosas através da dissolução de carbonetos de tungstênio (WCoC) depositados a plasma por arco transferido (PTA), determinando a influência da intensidade da corrente de deposição e da concentração de WCoC, na dureza, na resistência ao desgaste e na microestrutura dos revestimentos obtidos de uma mistura de pós de Fe e WCoC.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Processo de soldagem a plasma

3.1.1. Histórico

O processo de soldagem a plasma e sua utilização em operações de revestimentos é muito recente se comparado aos processos mais convencionais de soldagem (Figura 3.1).

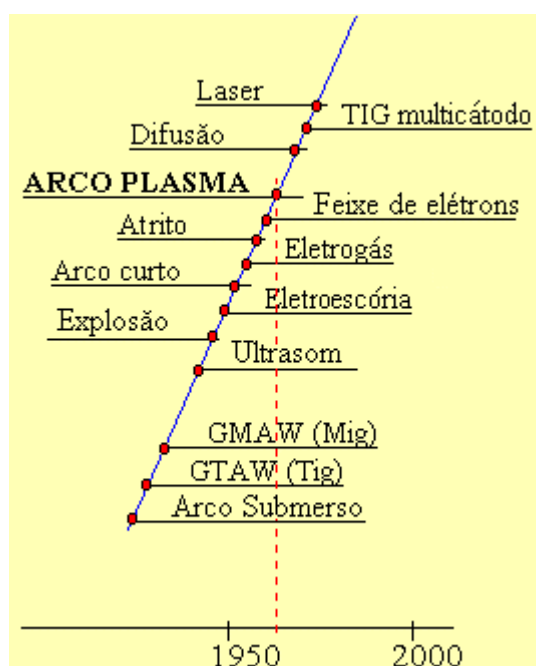


Figura 3.1 – Desenvolvimento dos processos de soldagem - Adaptado de Marconi 2002.

A primeira tocha de arco a plasma foi desenvolvida e patenteada por Robert Gage em 1953 nos Estados Unidos, quando estudava a aplicação de arco TIG no corte de metais (Bracarense, 2000; Oliveira, 2001; Foltran, 2000), sendo, por isso, inicialmente seu uso popularizado nas operações de corte de metais (dos Santos, 2003).

A aplicação do processo em operações de soldagem relata a década de 60 (Oliveira, 2001; dos Santos, 2003), mesma época em que foram iniciadas suas aplicações em operações de obtenção de revestimentos duros (Marconi e Marconi, 2005). O processo de revestimento com pó metálico por plasma a arco transferido (PTA) foi oficialmente demonstrado e introduzido em 1961 na

42º Reunião Anual da AWS, durante as exposições gerais de soldagem (Marconi, 2002).

A utilização de plasma na fabricação de materiais teve um impacto direto sobre a economia mundial em praticamente toda a indústria de alta tecnologia assim como nas indústrias mais tradicionais. Como pode ser visto na Figura 3.2, os processos que utilizam plasma abrangem as mais diversas aplicações industriais, desde deposição de filmes finos e fabricação de microcircuito, até endurecimento de superfícies pela deposição de revestimentos sobre peças e a sinterização por plasma na Metalurgia do Pó (Shohet, 1991).

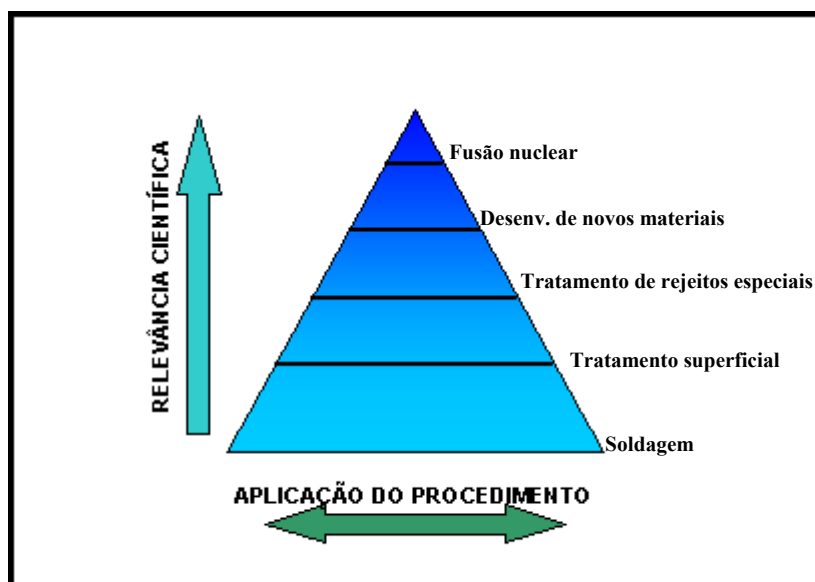


Figura 3.2 – Principais desenvolvimentos de aplicações baseadas no plasma – Adaptado de Marconi, 2002.

Apenas nas operações de revestimento em que o material é adicionado na forma de pó é que o processo passou a ser denominado de PTA – *Plasma Transferred Arc* ou Plasma a Arco Transferido – (Marconi e Marconi, 2005). O emprego da técnica representou uma grande flexibilização nos processos de revestimentos, permitindo a deposição de praticamente todo tipo de material, inclusive materiais duros como os cerâmicos, que normalmente não podem ser processados sob a forma de arames ou varetas para utilização em outras técnicas de endurecimento superficial (Tocallo, 1996). Além disso, o desenvolvimento e o aprimoramento da técnica permitiu a obtenção de maiores

espessuras de depósitos – em relação ao laser – e menores taxas de diluição, se comparado aos processos convencionais de soldagem utilizados nas operações de revestimentos (Foltran, 2000).

O gráfico da Figura 3.3 mostra a evolução dos principais procedimentos de soldagem ao longo do tempo, e expõe como as técnicas baseadas no plasma vêm ocupando posição de liderança.

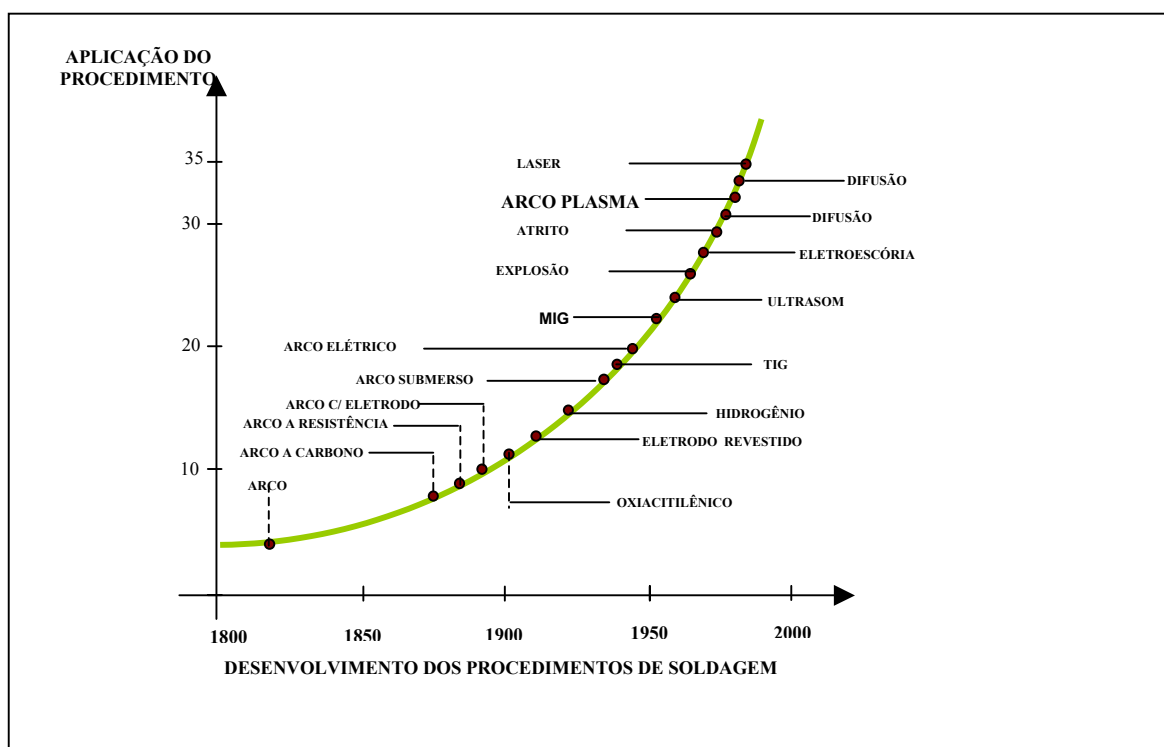


Figura 3.3 - Evolução e aplicação dos processos de soldagem - Adaptado de Marconi 2002.

3.1.2. Características dos processos a plasma

O processo de soldagem por plasma pode ser considerado como uma derivação do processo de soldagem TIG – Arco Tungstênio sob Gás Inerte. Nos dois casos, um arco elétrico é formado entre um eletrodo não-consumível de tungstênio e a peça, sendo o eletrodo exposto no processo TIG e posicionado no interior da tocha no processo a plasma (Oliveira, 2001; dos Santos, 2003).

As principais diferenças entre o processo de soldagem a plasma e o processo TIG é a utilização de uma tocha de constrição de seus arcos e de três sistemas distintos de gás (gás plasma, gás de transporte e gás de proteção), quando aplicado em operações de revestimentos. Outra característica que diferencia a soldagem TIG e a soldagem a plasma é a existência de um arco piloto entre o eletrodo de tungstênio e o bocal - arco não-transferido (Figura 3.4.a) – utilizado para iniciar um arco principal, entre o eletrodo e a peça – arco transferido (Figura 3.4.b) (Foltran, 2000; dos Santos, 2003; Marconi, 2002).

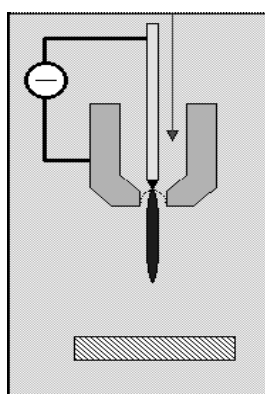


Fig. 3.4.a – Arco piloto entre o bocal e o eletrodo (Marconi, 2002)

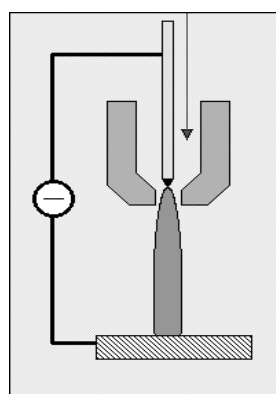


Fig. 3.4.b – Arco principal entre a peça e o eletrodo (Marconi, 2002)

As técnicas de soldagem a plasma também podem ser aplicadas utilizando-se apenas o arco não-transferido, mantendo a peça fora do circuito elétrico, mas nestes casos não há aplicações na obtenção de revestimentos (*hardfacing*) (Foltran, 2000).

3.1.3. Características da técnica PTA

Como já citado, uma das características particulares do processo PTA é a existência de dois arcos elétricos: um primeiro chamado de arco piloto, entre o eletrodo e o bocal (arco não-transferido) que é utilizado para iniciar e estabilizar um segundo, chamado de arco principal, entre o eletrodo e a peça (arco transferido). O arco piloto é utilizado apenas na partida do sistema, sendo extinto quando o arco principal é formado (Foltran, 2000, Marconi, 2002). Recentemente têm-se experimentado o procedimento chamado de PSTA (*Plasma Semitransferred Arc*) que utiliza dois geradores de corrente

com regulagem independente: uma corrente alta para o arco piloto que permite um maior aporte térmico ao pó de adição antes da transferência para o substrato; e uma corrente relativamente baixa para o arco transferido, que limita o aporte térmico à poça de fusão e diminui a diluição no revestimento. Um esquema básico do equipamento para aplicações PSTA está na Figura 3.5 (Marconi e Marconi, 2005; Marconi, 2002; dos Santos, 2003).

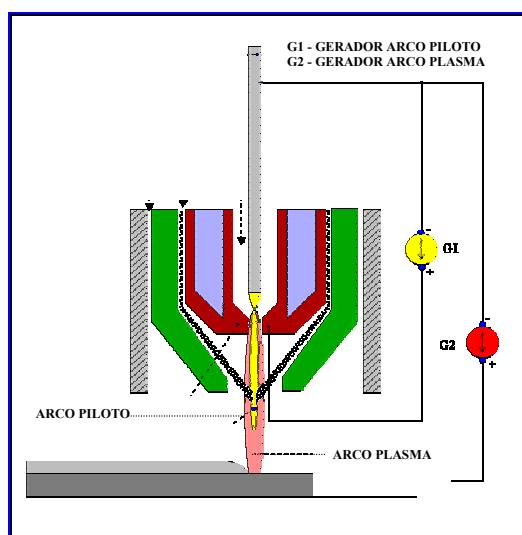


Figura 3.5 – Funcionamento de uma tocha do processo PSTA – Marconi, 2002.

A Figura 3.6 mostra um esquema básico de um equipamento utilizado nas operações de revestimento e seus três sistemas independentes de gás (Foltran, 2000; dos Santos, 2003; Marconi, 2002):

- O gás que é alimentado pela coluna central da tocha, conhecido como gás plasma ou gás central (geralmente argônio). São as moléculas do gás central que serão decompostas em átomos pelo arco e, após perder elétrons, tornar-se-ão íons. O gás ionizado eletricamente condutor, forma um feixe de elevada energia que é transferido para a peça (feixe de plasma). A tocha é utilizada para transferir de forma focalizada o feixe de plasma para a superfície da peça. O gás central também é responsável pela proteção do eletrodo de tungstênio.
- O gás mais externo, conhecido como gás de proteção é empregado para proteger a poça fundida da atmosfera, evitando

contaminação e oxidação. Para esta aplicação o gás mais utilizado é o argônio ou mistura de argônio e hidrogênio.

- O terceiro sistema de gás é conhecido como gás de transporte e é utilizado para alimentar o material na forma de pó no feixe de plasma, que irá formar a poça fundida e dará origem ao revestimento (Oliveira, 2001). O gás utilizado para este fim, pode ser argônio, hélio ou mistura de argônio com hidrogênio.

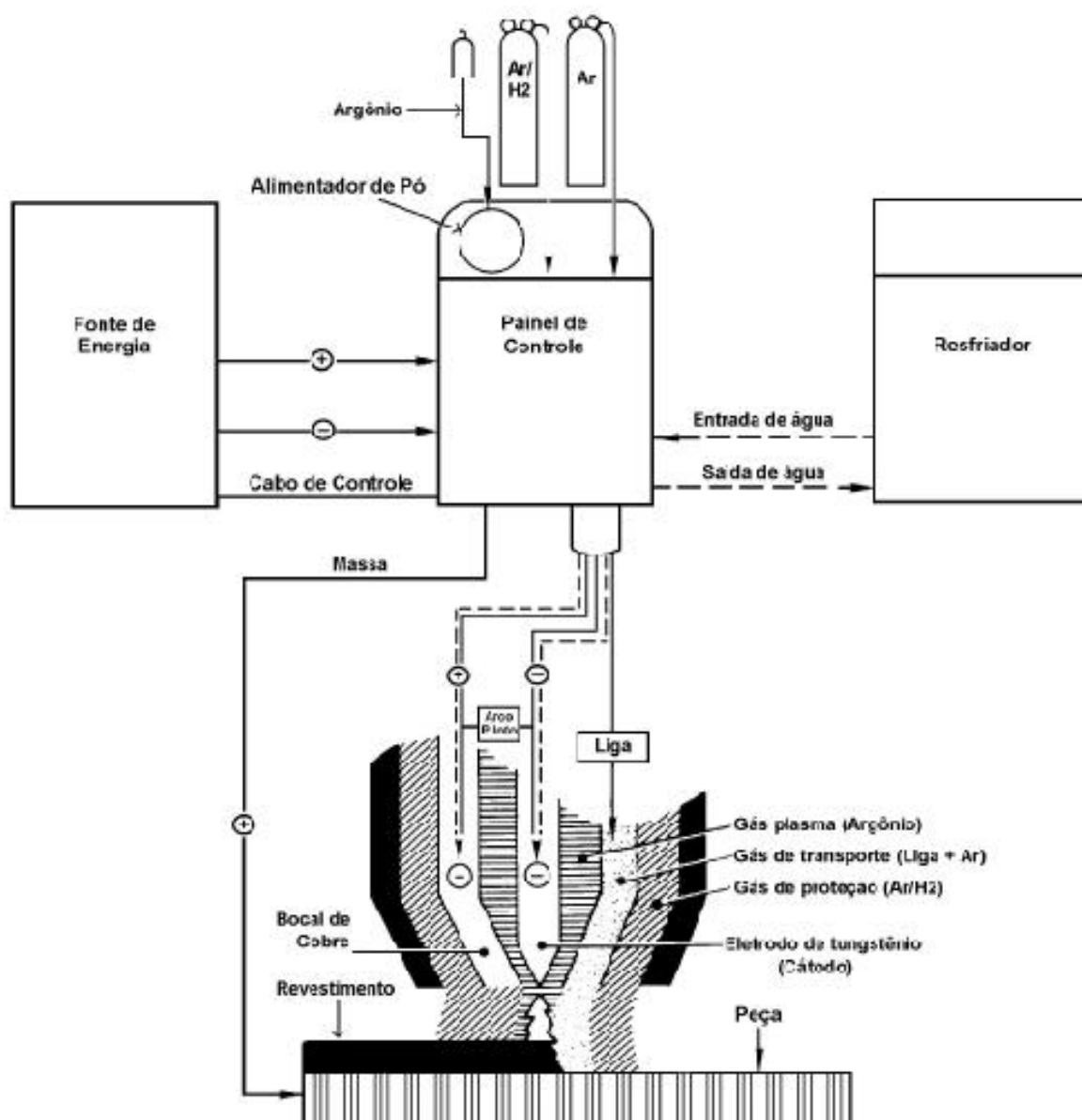


Figura 3.6 – Esquema de uma tocha do processo PTA e os três sistemas de alimentação de gás.

Numa tocha PTA (Figura 3.7) o processo de formação do arco plasma pode ser descrito nas seguintes etapas:

Faz-se passar o gás plasma por uma arco elétrico anular formado entre o eletrodo de tungstênio e o bocal constritor ou com o próprio substrato. O gás é superaquecido pelo arco elétrico. Este superaquecimento provoca a dissociação e a ionização deste gás, dando origem ao plasma. Na saída da tocha, os átomos dos gás plasma reúnem-se novamente para voltar a formar a molécula de gás. Durante a recombinação dos átomos, a energia tomada do arco elétrico é liberada, criando uma zona de altíssima temperatura. Nesta zona de temperatura elevada é injetados o gás de transporte com o material de adição em forma de pó, que é fundido, superaquecido e acelerado ao encontro do substrato que também se funde. A solidificação do material de adição sobre a superfície parcialmente fundida do substrato garante uma ligação metalúrgica deste revestimento (poça fundida solidificada) com o substrato (AWS, 1995).

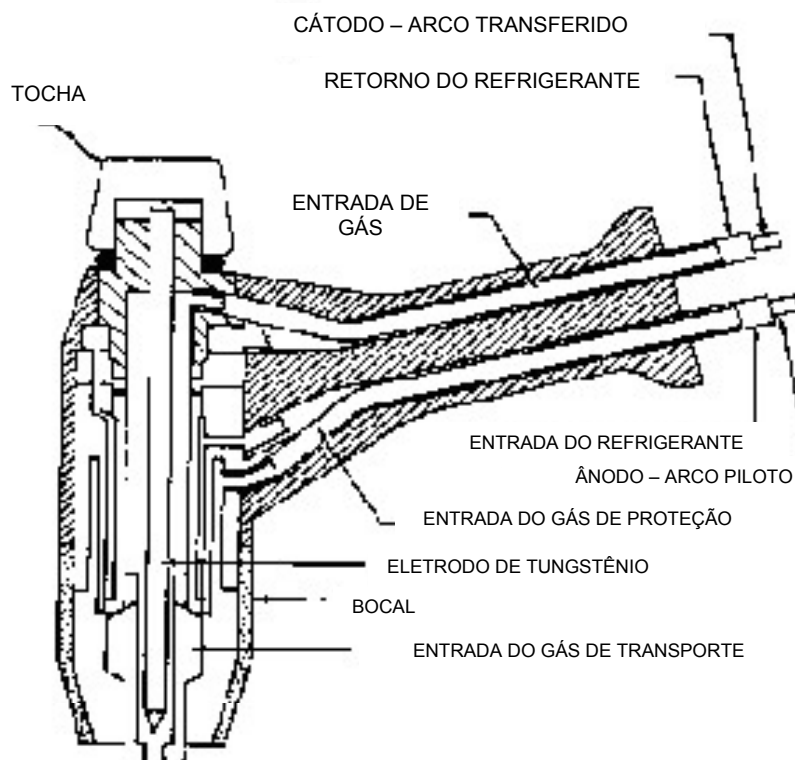


Figura 3.7 – Esquema de funcionamento de uma tocha plasma.

Se o material de adição é alimentado na forma de varetas ou arames, o processo é conhecido como PAW – *Plasma Arc Welding*, e difere do processo

PTA, basicamente, pela inexistência do sistema de gás de transporte. O processo PAW é empregado, quase que exclusivamente, em operações de soldagem.

As principais vantagens características do processo PTA são (Oliveira, 2001; Foltran, 2000; dos Santos, 2003; Marconi, 2002):

- Estabilidade do arco, mesmo com correntes baixas, devido ao bocal constritor.
- Concentração da energia, devido às características colimadas do feixe de plasma, proporcionando uma zona termicamente afetada (ZTA) mais estreita.
- As propriedades do plasma se mantêm, mesmo com pequenas variações de distâncias entre a tocha e a peça.
- Impossibilidade de inclusões de tungstênio no revestimento, já que o eletrodo se encontra confinado no interior da tocha.

3.2. Características do revestimento

As principais características dos revestimentos obtidos pela técnica PTA são (Foltran, 2000; Tocallo, 1996):

- Depósitos homogêneos e de alta densidade.
- Revestimentos de alta qualidade de acabamento e com ligação metalúrgica ao substrato.
- Baixa deformação do material (peça).
- Mínima diluição (entre 5 e 20%)

3.3. Parâmetros de processamento

Os parâmetros de processamento que devem ser controlados, devido à influência nas propriedades do revestimento são (Foltran, 2000; Oliveira, 2001; dos Santos, 2003; Marconi, 2002):

- Corrente:

A intensidade da corrente afeta diretamente o aporte de calor ao substrato. Na prática, o aumento da corrente deve ser acompanhado de aumento da taxa de alimentação do pó de adição, a fim de evitar o aumento excessivo da diluição (Figura 3.8).

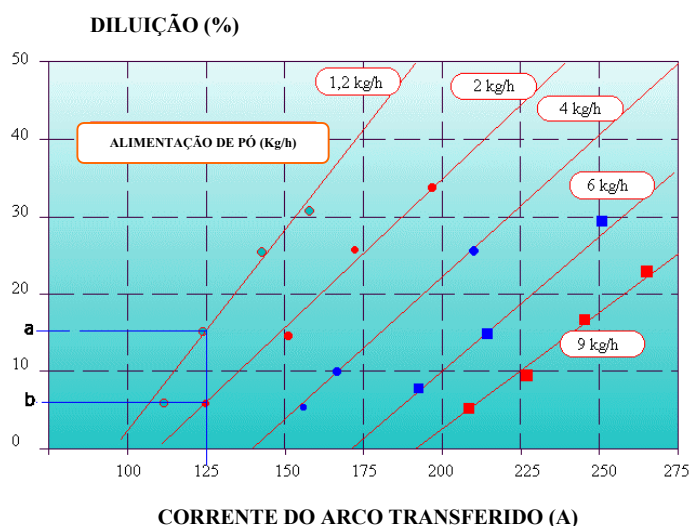


Figura 3.8 – Influência da corrente do arco transferido na diluição no revestimento PTA com um único passe – Adaptado de Marconi, 2002.

A correta seleção da intensidade da corrente é baseada na composição química do pó, do substrato e da espessura final do revestimento.

- Vazão do gás plasma:

A vazão do gás plasma está diretamente ligada à quantidade de partículas no feixe de plasma, com o desgaste do eletrodo e com a penetração do material de revestimento.

- Taxa de alimentação do pó:

Influi, principalmente, nas características do cordão do revestimento (geometria e formato) e, obviamente, na taxa de deposição do processo. A taxa de deposição em depósito por PTA é limitada por dois fatores: a espessura

exigida do depósito e a taxa de diluição no revestimento. A Figura 3.9 mostra como a diluição aumenta com a quantidade de material depositado. Este aumento ocorre não devido a maior quantidade de pó, mas devido à necessidade do aumento da corrente do arco transferido para processar a quantidade adicional de material de adição. Este aumento da intensidade da corrente de deposição provoca maior penetração no metal de base.

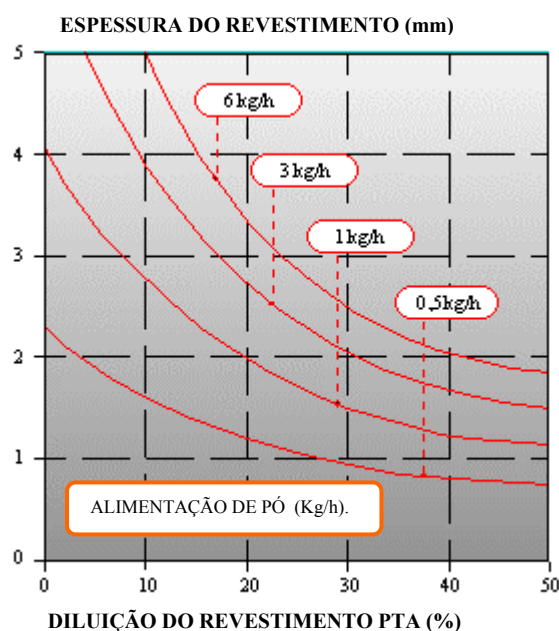


Figura 3.9 – Variação da taxa de alimentação em função da diluição e da espessura do revestimento – Adaptado de Marconi, 2002.

- Velocidade de soldagem:

É a variável de processo mais importante que caracteriza o aspecto do revestimento obtido, pois afeta diretamente na qualidade final da solda devido ao aporte de calor (Figura 3.10). Velocidades de deslocamento da tocha muito elevadas causam defeitos no revestimento, principalmente trincas, porosidade e irregularidade superficial.

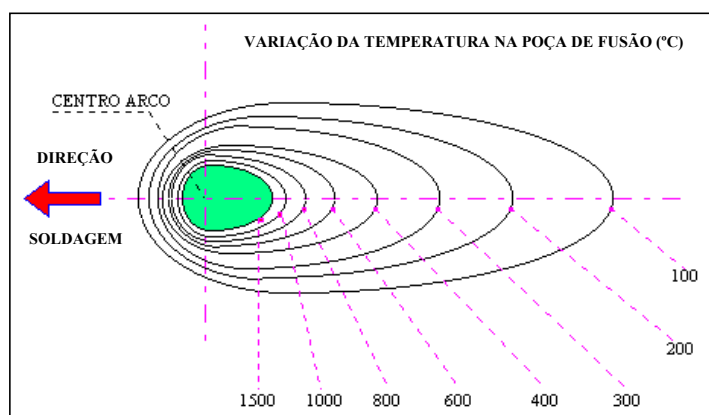


Figura 3.10 – Linha Isotérmica à frente de soldagem – Adaptado de Marconi, 2002.

Além disso, a velocidade influencia no formato e no tamanho da poça de fusão (Figura 3.11), no tamanho da ZTA e na microestrutura final do revestimento.

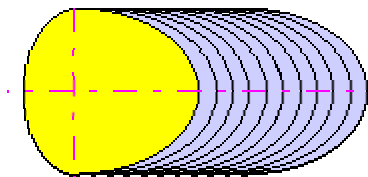


Figura 3.11.a – Poça de fusão para velocidade de soldagem baixa (de 20 a 40 cm/min)

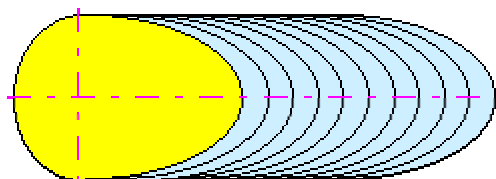


Figura 3.11.b – Poça de fusão para velocidade de soldagem normal (de 40 a 60 cm/min)

Adaptado de Marconi, 2002.

- Vazão do gás de proteção:

Dentro da faixa de vazão recomendada para as operações de PTA, quanto menor for a vazão do gás de proteção, menor será a diluição, maior a largura e menor a altura do cordão do revestimento, devido às menores taxas de resfriamento.

- Vazão do gás de transporte:

A taxa de alimentação do pó, no processo PTA, é ajustada pela rotação do parafuso transportador do sistema de alimentação. A vazão do gás de transporte deve ser tal que possibilite o arraste e o direcionamento para o feixe de plasma deste pó. A taxa de alimentação de pó tem influência significativa na qualidade do depósito. Mantendo os demais parâmetros fixos, a diluição diminui e a altura do cordão aumenta para vazões maiores de gás de transporte, devido o aumento na taxa de alimentação de pó.

- Distância tocha-peça:

Devido às características colimadas do feixe de plasma obtido pelo bocal constritor, no processo PTA são permitidas pequenas variações de distância entre a peça e a tocha. A distância entre a tocha e a peça está diretamente

ligada à tensão no arco, e um aumento excessivo na tensão do arco pode acarretar num alargamento exagerado da ZTA, devido o aporte de calor.

- Características do bocal constritor:

A maior ou menor constrição do arco são determinados pelo diâmetro e comprimento do orifício do bocal constritor, sendo que os mais elevados graus de constrição são obtidos para pequenos diâmetros e grandes comprimentos do bocal. Uma maior constrição proporciona um feixe mais colimado de plasma, que faz permitir maiores distâncias entre a tocha à peça, mas que podem causar maior transferência de calor ao substrato e ocasionar maiores taxas de diluição.

3.4. Propriedades do revestimento:

3.4.1 Diluição

A diluição é definida como sendo a participação do material pertencente ao substrato na camada resultante do revestimento (Figura 3.12).

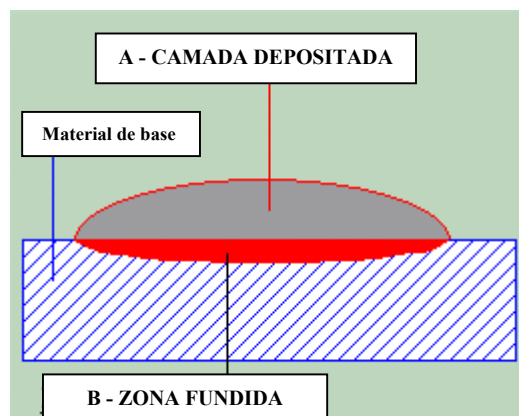


Figura 3.12 – Diluição em uma camada depositada por técnica de soldagem – Adaptada de Marconi, 2002.

Considerando B como sendo a porção do substrato fundida no processo de revestimento e A a massa de pó adicionada, então a massa total da poça de fusão e, por consequência, do revestimento pode ser dita como sendo $(A+B)$, e a diluição no revestimento é dada pela Equação 3.1 (Marconi, 2002):

$$d(\%) = \frac{B}{(A + B)} \cdot 100$$

Equação 3.1 – Cálculo da diluição de um revestimento obtido por PTA.

A diluição é um requisito importante para avaliar a qualidade do revestimento, pois uma diluição elevada pode vir a deteriorar as propriedades da liga depositada. Durante o processo de deposição o material de adição é exposto a um arco voltaico, sendo que parte desta energia é transferida ao metal de adição e parte ao substrato, e formam uma poça de metal fundido. Nesta fase do processo, há uma mistura fundida do metal de adição com o material do substrato, por um mecanismo de convecção. Quando se inicia o processo de solidificação a interface sólido-líquido se move para cima, devido ao fluxo de calor, e a mistura permanece até o final da solidificação (Figura 3.13). A diluição irá causar uma mudança na composição e no comportamento mecânico da liga do revestimento e, por isso, dever ser minimizada tanto quanto for possível (Foltran, 2000; Marconi, 2002).

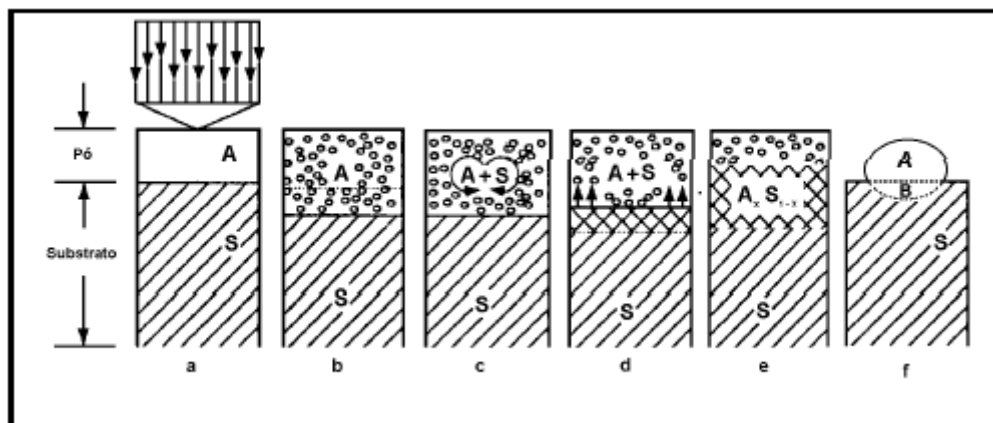


Figura 3.13 - Esquema da diluição de uma liga: em a os materiais são aquecidos, de b a e ocorre a mistura de A com B, em f, tem-se a resultante de A e B - DAVIS, 1993.

A quantidade máxima de diluição depende do processo utilizado para o revestimento, dos parâmetros de processamento e das características do material de adição e do substrato. Para um revestimento mais efetivo não são recomendados valores superiores a 20%.

A Tabela 3.1 mostra os valores de diluição comumente obtidos nos processos de soldagem (Marconi, 2002).

Tabela 3.1 – Valores mínimos e máximos de diluição para os processos de soldagem utilizados em operações de revestimento – Marconi, 2002.

Processo de revestimento por soldagem	Diluição min-máx para um passe (%)
Brasagem	0
Revestimento Oxiacetileno	1 – 5
Revestimento laser	1 – 6
Revestimento PTA	2 – 10
Revestimento GTAW (TIG)	10 – 20
Revestimento eletrodo revestido	15 – 25
Revestimento GMAW (MIG)	15 – 25
Revestimento eletrodo arco elétrico	15 – 30
Revestimento arco submerso	30 – 60
Revestimento por resistência	90 – 99

A penetração do revestimento é a profundidade que este alcança na zona fundida (ZF), abaixo da linha mediana de uma seção transversal do cordão. Obviamente, a penetração é função direta da espessura da camada do revestimento, e varia diretamente em função da diluição (Figura 3.14).

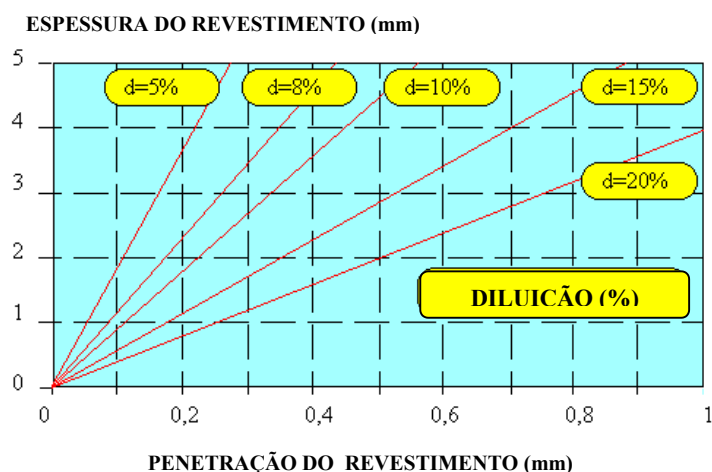


Figura 3.14 – Variação na penetração em função da espessura e da diluição do revestimento obtido por PTA – Adaptado de Marconi, 2002

3.4.2. Aporte Térmico

No processo de soldagem por arco plasma, o calor gerado na tocha é transferido para a peça. Usando na técnica de revestimento PTA, se deve

controlar atentamente o aporte térmico conferido à peça para limitar a diluição.

O aporte térmico fornecido pelo arco transferido, por unidade de comprimento da solda, é expresso pela Equação 3.2:

$$Q = \frac{V \cdot I}{w} \cdot 60 \quad (\text{J/cm})$$

Onde:
V: tensão no arco transferido (V)
I: corrente do arco transferido (A)
w: velocidade de soldagem (cm/min)

Equação 3.2 – Aporte térmico fornecido pelo arco transferido – Marconi, 2002.

Sendo que a quantidade total de calor transferida para a peça depende da eficiência do arco (η) determinada experimentalmente. O total de calor transferido para a peça (Q_t) é obtido pela Equação 3.3 (Marconi, 2002):

$$Q_t = \eta \cdot \frac{V \cdot I}{w} \cdot 60 \quad (\text{J/cm})$$

Equação 3.3 – Aporte térmico na peça levando em consideração a eficiência térmica do arco transferido do processo – Marconi, 2002

A Tabela 3.2 fornece os valores mínimos e máximos de eficiência térmica, observada para os principais processos de soldagem:

Tabela 3.2 – Valores mínimos e máximos da eficiência térmica do arco dos processos de soldagem utilizados em operações de revestimento – Marconi, 2002.

Procedimento de revestimento por soldagem	Eficiência térmica do arco (%)
TIG	25 – 50
PTA	50 – 60
MIG	60 – 70
Eletrodo	65 – 85
Arco submerso	95 – 98

3.4.3 Microestrutura

A microestrutura do revestimento depende diretamente da diluição e da velocidade de resfriamento. A poça fundida em um processo de deposição

pode ser comparada com um molde de fundição, só que com elevada velocidade de solidificação e com um fluxo direcional de calor.

A microestrutura do revestimento varia de acordo com a taxa de resfriamento, causando variações no comportamento mecânico do revestimento. Além disso, deve-se levar em conta a zona termicamente afetada (ZTA), já que o aporte de calor pode causar alterações como o crescimento de grão e transformação de fases.

Em uma operação de revestimento com união metalúrgica, como ocorre no PTA, devem ser consideradas três regiões (Figura 3.15):

- Zona fundida (ZF): poça de material fundido durante o processo de deposição.
- Zona termicamente afetada (ZTA): região não fundida do substrato, mas onde ocorrem alterações da microestrutura e das propriedades do material devido ao aporte de calor.
- Metal-base: parte do material não afetada pelo ciclo térmico da operação de deposição.

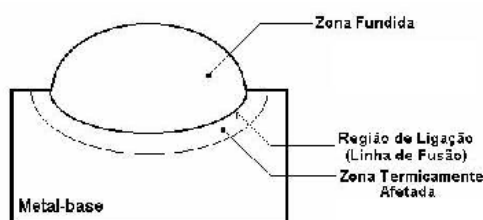


Figura 3.15 – As três regiões características de um revestimento obtido por técnica de soldagem.

É tratado como ciclo térmico de um ponto, a variação de temperatura durante o processo de deposição. O ciclo térmico é responsável pelas alterações de microestrutura do revestimento, variações dimensionais e alterações microestruturais localizadas (trincas, fissuras, falhas, entre outras).

Durante a operação de revestimento o resfriamento começa logo após a passagem da tocha e, neste caso, a solidificação pode ser considerada como um processo de solidificação microscópico devido à pequena massa de metal fundido.

Na solidificação, os primeiros grãos se formam na zona fundida como prolongamento do metal-base (crescimento epitaxial). O crescimento epitaxial é explicado pelas condições da poça fundida: gradiente térmico elevado e contato entre um líquido e um sólido com composições semelhantes, que permitem o crescimento diretamente do sólido, sem a nucleação de novos grãos, com um superesfriamento mínimo (Porter, 1980). Em seguida, ocorre o crescimento do sólido determinado pela direção do gradiente de extração de calor e a direção $\langle 100 \rangle$ do reticulado cristalino do sistema cúbico. Os grãos que satisfazem estas duas condições têm velocidade de crescimento mais elevada.

A subestrutura de solidificação e a segregação são determinadas pelo gradiente térmico, a velocidade de resfriamento e a concentração de soluto. Na sequência, a interface sólido-líquido pode passar por condições de instabilidade, por causa do superesfriamento constitucional, causando transição da forma essencialmente plana de solidificação, para outras formas irregulares (Figura 3.16). Como consequência, a camada solidificada apresentará variações de composição e de distribuição de fases.

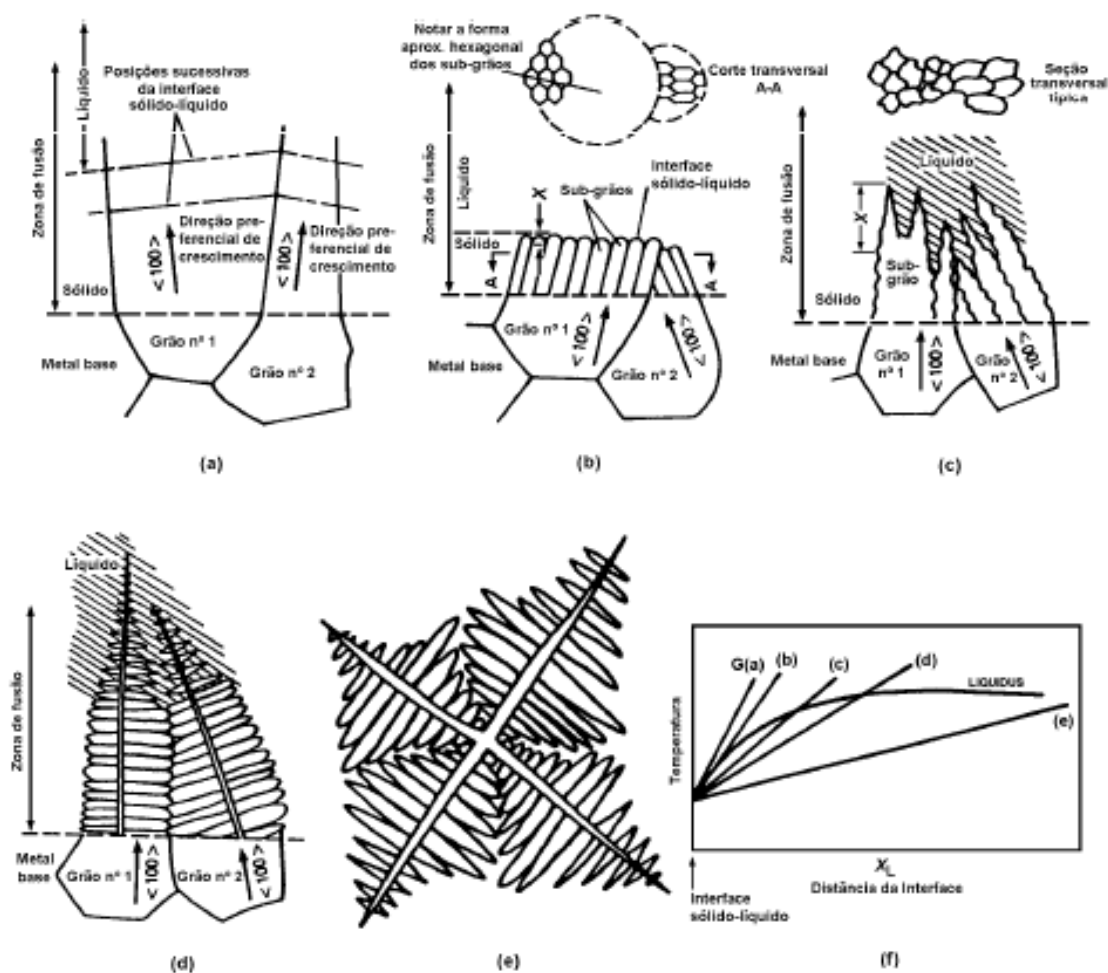


Figura 3.16 - Diagrama esquemático da interface sólido-líquido. (a) Interface plana; (b) celular; (c) celular dendrítica; (d) colunar dendrítica; (e) equiaxial; e (f) gradiente térmico característico.

O superesfriamento constitucional é favorecido por maiores gradientes térmicos (G) e por variações abruptas e elevadas na concentração de soluto, segregadas no líquido durante o processo de solidificação. As variações de concentração de soluto são consequência da velocidade de resfriamento (R) e da concentração de soluto (C_0). As subestruturas de solidificação dependem da relação $G\sqrt{R}$ e da concentração de soluto no líquido à frente da interface sólido-líquido (Figura 3.17) (Porter, 1980).

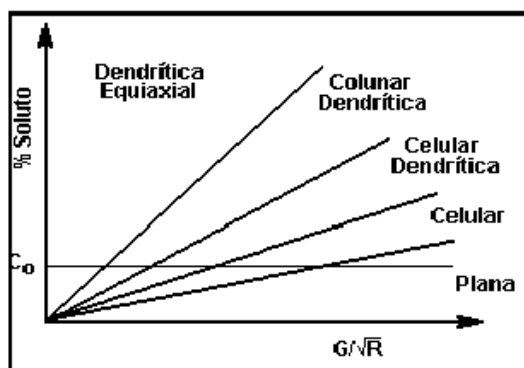


Figura 3.17 - Subestruturas de solidificação em função do superesfriamento constitucional.

3.5. Desgaste

3.5.1 Desgaste por deslizamento

O desgaste de superfícies está sempre presente onde quer que exista uma carga aplicada em conjunto com movimento relativo. As propriedades do material e seu comportamento em relação ao desgaste dependem do mecanismo do desgaste ao qual o material está sujeito (abrasão, adesão, erosão,...), as características da interação das superfícies (rolamento, deslizamento, choque, ...) e das características e propriedades das próprias superfícies (geometria e acabamento da interface, meio circundante,...). Alguns fatores de origem mecânica (forma da aplicação da carga, sobrecarga, vibrações, velocidade do movimento,...) ou características do meio em que se encontra o sistema (corrosão, temperatura, pressão) podem potencializar os efeitos que o desgaste causa por si só. Para componentes de máquinas, onde existe movimento relativo entre peças em contato, o principal mecanismo de desgaste está ligado às características do contato e do deslizamento entre estas peças. Esta classe de desgaste é chamada de desgaste por atrito ou por deslizamento (Figura 3.18) (Davis, 1993).

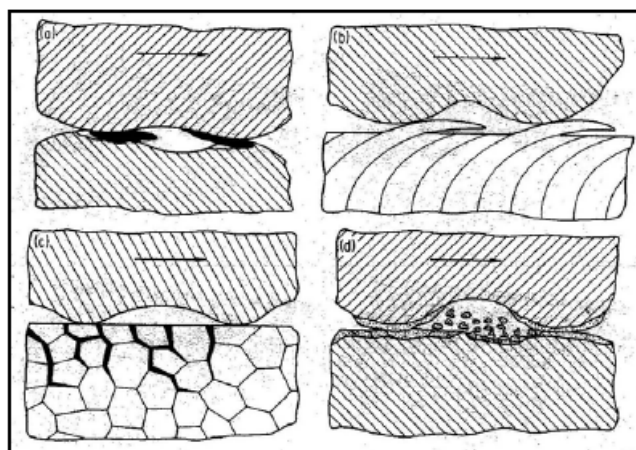


Figura 3.18 - Mecanismos de desgaste por deslizamento em um contato: (a) desgaste adesivo, (b) fadiga superficial devido a deformação plástica repetitiva em sólidos dúcteis, (c) fadiga superficial resulta em trincamento em sólidos frágeis, (d) desgaste abrasivo.

Conhecer todas as variáveis e os principais mecanismos de desgaste é de suma importância na determinação de um tipo efetivo de revestimento duro a ser utilizado para resolver problemas de desgaste de origem por deslizamento (Chamberlain, 2005).

Segundo Chamberlain as principais formas de desgaste ligadas ao deslizamento são:

- Desgaste adesivo: Desgaste adesivo é a adesão de superfícies de materiais em contato (também conhecido como escamação). Suas duas causas são: a compatibilidade de materiais similares que permite a aderência do material de uma superfície sobre a outra e, principalmente, devido ao acabamento superficial dos componentes metálicos em contato. Neste segundo caso, partículas microscópicas de um componente se depositam nas reentrâncias e imperfeições características do acabamento superficial do componente em contato até culminar em partículas na forma de escamas, visíveis a olho nu.
- Desgaste abrasivo: O desgaste abrasivo ocorre, principalmente, quando uma superfície dura desliza sobre uma superfície macia ou quando porções da superfície dura transferem-se para a superfície macia, produzindo ranhuras sobre a superfície macia durante o deslizamento. O material arrancado na formação das ranhuras é deslocado no contato das superfícies na forma de partículas soltas (partículas de desgaste).

Um processo adequado de endurecimento superficial é capaz de resolver simultaneamente os problemas originados pelos dois tipos de desgaste por deslizamento: uma camada de material duro entre as superfícies deslizantes em contato isola os componentes impedindo a ocorrência da adesão entre eles; e, se a mesma camada, depositada sobre a superfície macia, for densa o suficiente, será capaz de evitar que as partículas livres possam danificar as superfícies no contato (Chamberlain, 2005).

Conhecendo-se os mecanismos de desgaste atuantes no contato, torna-se mais fácil determinar o tipo e as propriedades do revestimento que

deverá ser utilizado para minimizar seus efeitos. Por exemplo, na ocorrência de abrasão deve-se conhecer as sub-classes possíveis, para se determinar a propriedade mais relevante no revestimento a ser utilizado no intuito de se minimizar os efeitos deste tipo de desgaste. Para abrasão de baixo esforço é recomendada a aplicação de um revestimento de elevada dureza, enquanto que para abrasão de elevado esforço a característica mais importante do revestimento é a tenacidade. Desta maneira, caso o revestimento consiga aliar estas duas propriedades, ter-se-á uma superfície resistente à abrasão de baixo e de alto esforço. Na verdade, a combinação de um revestimento duro e ao mesmo tenaz (como a superfície esperada após a dissolução do WCoC), pode ser considerada como adequada para a maioria dos mecanismos de desgastes importantes conhecidos (Prieto, 1987) .

Levando em consideração uma definição de desgaste que o considera como sendo a perda de material em um contato onde existe movimento relativo, devido ao atrito, a Equação de Archard (Equação 3.4) é útil porque permite quantificar a resistência ao desgaste de um determinado material, conforme citado no trabalho de DOS SANTOS (2003).

Os valores obtidos numa mesma condição podem ser utilizados para uma comparação direta da resistência ao desgaste de materiais diferentes, sendo que quanto maior for a resistência ao desgaste do material, menor é a sua taxa de desgaste q .

$$q = \frac{(C.K)}{H} \quad (\text{mm}^3/\text{m})$$

onde:
 q é a taxa de desgaste por distância deslizada
 C é a carga normal (kgf)
 K é o coeficiente de desgaste adimensional
 H a dureza (kgf/mm^2).

Equação 3.4 - Equação de Archard – relação entre o desgaste por deslizamento e a dureza superficial no contato.

A Equação 3.4 permite verificar que a taxa de desgaste é diretamente proporcional à força no contato, mas diminui à medida que aumentam a dureza das superfícies em contato, ou seja, a resistência ao desgaste

aumenta com a dureza (ou o volume de material removido diminui com o aumento da dureza) (Rabinowicz, 1995).

São por estas razões que os carbonetos de tungstênio estão entre as ligas mais utilizadas em reforços de materiais ferrosos, para aplicações em que se deseja elevada resistência ao desgaste. Além da elevada dureza, são propriedades destacáveis dos carbonetos de tungstênio um baixo coeficiente de expansão térmica, considerável plasticidade (quando aplicados sobre uma matriz macia) e boa molhabilidade (Rong, Yehua, Dehong, 2003). Além disso, a possibilidade que as técnicas por fusão apresentam permitindo a deposição sobre superfícies específicas, tem tornado esta solução economicamente atrativa (Rong, Yehua, Dehong, 2003).

Quando comparamos duas camadas de revestimento similares (da mesma liga), a resistência não depende apenas da quantidade de carboneto, mas da sua forma e dispersão na matriz (Crook, 1993; Oliveira, 2001). Foi observado, por exemplo, que para volumes elevados de carbonetos numa matriz ferrosa, mesmo para maiores valores de dureza, a resistência ao desgaste diminui. Isto ocorre porque a grande proximidade ou até o contato entre as partículas de carbonetos diminui muito a plasticidade do revestimento e facilita o descolamento de material (Rong, Yehua, Dehong, 2003). Isto não ocorre quando os carbonetos se encontram dissolvidos na matriz ferrosa e, para este caso, não se conhece ainda o limite adequado de tungstênio que pode ser adicionado à superfície. Neste trabalho pode-se verificar que a utilização de uma fina dispersão de WCoC, sem a mistura com pó de Fe, resultam em cordões com muitas falhas, poros e com deficiências de ligação com o substrato. Essas imperfeições diminuem quase que totalmente com a adição de pó de Fe na mistura.

3.5.2 Ensaio de desgaste pino sobre disco

Este ensaio permite avaliar a resistência ao desgaste de um determinado material ou comparar a resistência ao desgaste de materiais distintos. Conforme a norma ASTM G99-95A, na realização do ensaio um

pino em movimento é posicionado perpendicularmente a um disco também em movimento (Figura 3.19). Os resultados obtidos podem ser analisados pela perda de volume, de comprimento ou de massa.

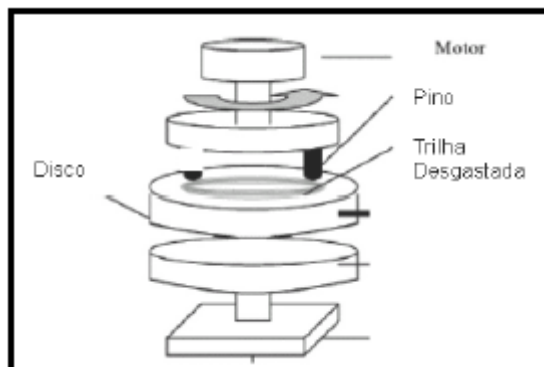


Figura 3.19 - Esquema do equipamento pino sobre disco

As condições de realização do ensaio devem ser de não abrasão, ou seja, sem a presença de corpos abrasivos intencionalmente adicionados, sendo que as partículas livres no contato são apenas as desprendidas das superfícies ensaiadas.

3.6 Dureza Vickers [4]

A dureza de um material usualmente se refere à resistência à deformação permanente deste material (deformação plástica). Na prática a dureza do material está relacionada a sua resistência a uma indentação superficial e seu valor numérico pode ser relacionado à resistência mecânica do material (www.Key-to-Steel-3).

O ensaio de dureza por indentação Vickers usa como corpo indentador uma pirâmide de base quadrada, em que o ângulo interno entre os vértices é de 136° (Figura 3.24) (ASTM E92-72). Este ângulo foi escolhido porque é o que mais aproxima o indentador adequadamente com o diâmetro da esfera indentadora no ensaio Brinell de dureza, o que resulta em valores iguais de durezas Brinell e Vickers até o valor de 300 kgf/mm^2 (www.Key-to-Steel-3).

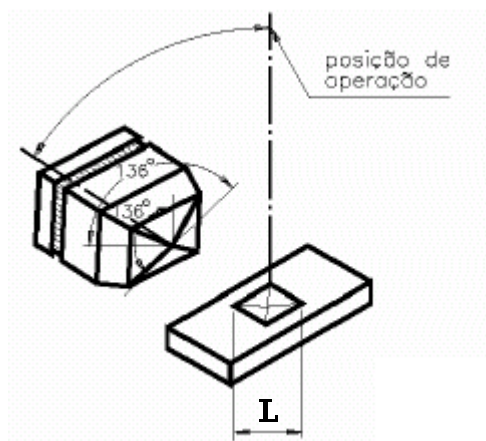


Figura 3.20 – Pirâmide de indentação para ensaio de dureza Vickers.

Devido a forma do indentador, este ensaio também é freqüentemente chamado de ensaio de dureza por pirâmide de diamante. O valor da dureza Vickers (HV) é definido como sendo a carga aplicada dividida pela área superficial da indentação. Na prática, esta área é calculada com uma medição, através de microscópio, do comprimento da diagonal da impressão do indentador na superfície ensaiada. O valor de dureza Vickers é calculado pela Equação 3.7.

$$H_v = \frac{2 \cdot P \cdot \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)}{L^2} = \frac{1,854 \cdot P}{L^2}$$

onde:
P: a carga aplicada (Kg).
L: comprimento da diagonal da impressão do indentador (mm).
θ: ângulo interno entre os vértices da pirâmide de indentação.

Equação 3.5– Cálculo da dureza Vickers a partir da medida da diagonal da impressão superficial do indentador.

O ensaio de dureza Vickers tem sido largamente aplicado em trabalhos de cunho científico e de pesquisa, pois proporciona uma escala contínua de dureza para uma determinada carga, desde materiais muito macios (5 HV) até extremamente duros (800 HV) (www.Key-to-Steel-3).

3.7. Ligas de tungstênio

3.7.1 Introdução

Em 1779 Peter Woulfe examinou um mineral conhecido como wolframita e concluiu que devia conter uma nova substância. Em 1781, Scheele descobriu um ácido que seria feito do tungstênio (nome aplicado por volta de 1758 a um

mineral que passou a se chamar scheelita). Scheele e Berman sugeriram a possibilidade de obtenção de um novo metal pela redução deste ácido. Os irmãos Elhuyar encontraram o mesmo ácido na wolframita em 1783, que era idêntico ao ácido de tungstênio de Scheele, e no mesmo ano eles tiveram sucesso na obtenção do elemento isolado pela redução deste ácido com carvão (www.Key-to-Steel -1).

Na natureza o tungstênio ocorre na wolframita, scheelita, huebnertia e ferberita. O tungstênio natural contém cinco isótopos naturais estáveis e outros vinte e um isótopos instáveis são conhecidos.

O metal disponível comercialmente é obtido dos óxidos de tungstênio reduzido no hidrogênio ou no carbono. O tungstênio puro pode ser cortado com uma ferramenta manual, e pode ser conformado e deformado facilmente. O metal impuro é frágil e é muito difícil de ser trabalhado.

Tabela 3.3 – Principais características do elemento tungstênio

Número atômico:	74	Símbolo:	W
Peso atômico:	183.5	Configuração elétrica:	2-8-18-32-12-2
Ponto de fusão:	3410°C	Ponto de ebulição:	5927°C
Descrição:	Metal prata esbranquiçado duro		
Aplicações	Largamente empregado na indústria eletrônica na fabricação de filamentos para lâmpadas e tubos de vácuo. Nos aços é empregado, principalmente, em ferramentas de corte e para aplicações a elevadas temperaturas.		

3.6.2 Características e Aplicações

O tungstênio tem o ponto de fusão mais alto e, para temperaturas superiores a 1650° C, o limite de resistência à tração mais elevado, entre todos os metais. O metal se oxida ao ar livre e deve ser protegido em altas temperaturas. Também tem excelente resistência à corrosão e só é atacado pelos ácidos minerais.

O tungstênio e suas ligas são utilizados extensivamente na fabricação de filamentos de lâmpadas incandescentes, tubos de imagem, em aplicações de vaporização de outros metais, no contato elétrico de distribuidores de automóveis, em resistências de fornos elétricos, em aparelhos de Raio X, na indústria aeronáutica em geral e aplicações envolvendo altas temperaturas.

Na indústria mecânica os aços rápidos para ferramentas, Hastelloy ® e Stellite ® e muitas outras ligas comerciais contém tungstênio. Sua função na liga depende da morfologia que o elemento assume na liga: dissolvido no aço ou formando carbonetos duros (www.Key-to-Steel -1).

Os carbonetos de tungstênio são muito importantes na fabricação e trabalho com metais. Os carbonetos binários W_2C e WC são obtidos pelo aquecimento do pó de tungstênio juntamente com carbono. Ambos são extremamente duros e usados na fabricação de ferramentas de corte e matrizes. O tungstênio se dissolve no ferro gama e no ferro alfa e nos aços forma os carbonetos ternários complexos Fe_3W_3C e Fe_4W_2C (www.Key-to-Steel -2), aplicados principalmente na fabricação de ferramentas de corte. O carboneto de tungstênio Fe_3W_2C formado no aço, resulta em um sistema duro por precipitação (www.Key-to-Steel-1), que proporciona uma das propriedades mais importantes do tungstênio no aço: a “dureza a quente”, ou seja, a capacidade de reter dureza até temperaturas em torno de $600^\circ C$. Essa característica se explica pelo fato de que o carboneto complexo formado precipita da matriz e coalesce muito lentamente apenas em temperaturas acima de $600^\circ C$ (Chiaverini, 1984). Para tornar esta propriedade mais efetiva normalmente são utilizados juntamente com o tungstênio outros elementos de liga, como cromo, vanádio, molibdênio e cobalto (Rhead, 1957).

O tungstênio desloca para cima a curva crítica nos aços e os carbonetos se dissolvem lentamente sobre uma faixa de temperatura. Quando dissolvido completamente, o tungstênio torna as transformações mais lentas, especialmente a têmpera e, por isso, é utilizada na maioria das ferramentas de trabalho a quente, aços rápidos e matrizes de aços (www.Key-to-Steel -2, www.pvsteel.com, 2005). Isto ocorre porque o tungstênio pertence ao grupo

dos elementos que restringem a formação do ferro gama, fazendo com a área do diagrama se contraia para uma pequena região conhecida como *loop* gama. Por isso os elementos pertencentes a este grupo são chamados alfafêneos, pois incentivam a formação da ferrita e, como resultado os campos de ferro gama e de ferro delta tornam-se contínuos (Figura 3.25). É por isso que as ligas que pertencem a este grupo são mais difíceis de serem tratadas termicamente por esfriamento (transformação do ferro gama em ferro alfa). (www.Key-to-Steel-2; Bain, 1939).

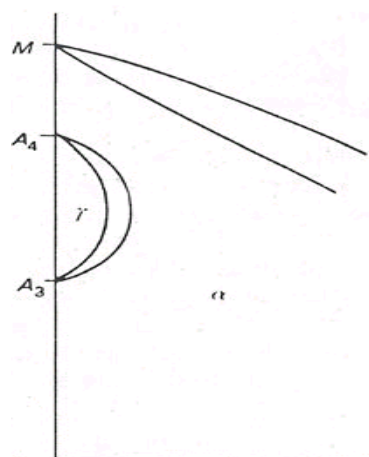


Figura 3.21– Diagrama de fases característico dos elementos de liga alfafêneos (Adaptado de Bain, 1939).

Nos aços alto carbono, o tungstênio em baixas concentrações produz um grão fino, denso e com arestas retas. Para concentrações mais elevadas (17 a 20%) será encontrado quase que completamente formando carbonetos. Nestes casos, normalmente, é acrescentado cobalto que servirá como material aglomerante dos carbonetos na matriz (Rhead, 1957).

Já nos aços baixo carbono, mesmo para concentrações mais elevadas o tungstênio será encontrado dissolvido na ferrita. Quando se deseja a formação de carbonetos em aços baixo carbono, devem ser acrescentados elementos formadores de carbonetos estáveis (Bain, 1939). A Figura 3.26 mostra o diagrama de fases para o sistema binário tungstênio-ferro.

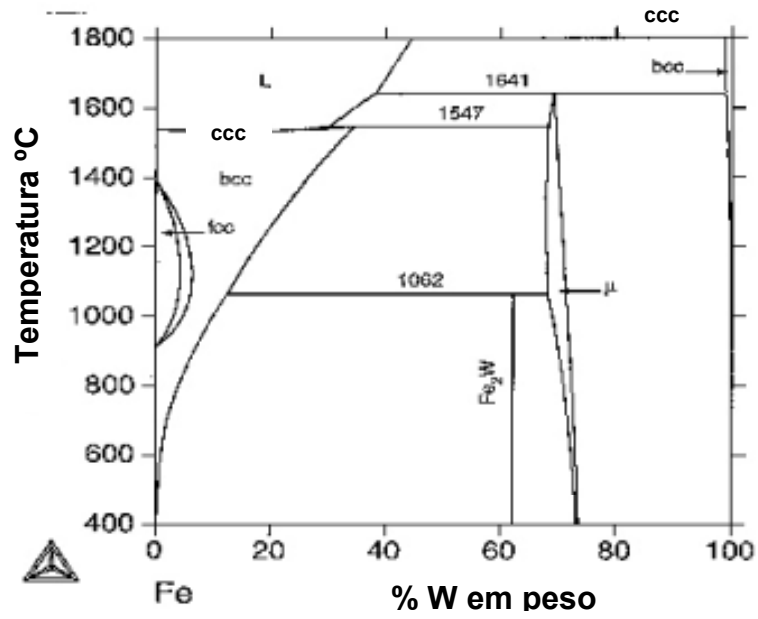


Figura 3.22– Diagrama de equilíbrio do sistema binário tungstênio – ferro.

4. RESUMO DAS ATIVIDADES EXPERIMENTAIS

Para atingir os objetivos propostos neste trabalho, quanto à possibilidade de dissolução de WCoC em uma matriz ferrosa com o intuito de modificar as propriedades de uma superfície, foram analisadas a influência da quantidade de carbonetos fundida e da intensidade da corrente utilizada na deposição. Para tanto as superfícies em estudo foram submetidas aos seguintes procedimentos:

- a) Secagem dos pós de Fe e mistura com a fina dispersão de WCoC em duas quantidades distintas, seguida de homogeneização.
- b) Deposição das misturas Fe-5%WCoC e Fe-35%WCoC utilizando duas intensidades de correntes de deposição distintas.
- c) Inspeção visual quanto ao acabamento geral dos cordões depositados e medição da diluição.
- d) Medição de microdureza na seção transversal do revestimento
- e) Preparação metalográfica e análise da microestrutura em microscópio óptico (MO) e em microscópio eletrônico de varredura (MEV retroespalhados).
- f) Análise química por espectroscopia por dispersão de energia (EDS).
- g) Análise por Difração de Raio-X das misturas de pós e dos revestimentos.
- h) Ensaio de resistência ao desgaste do tipo “pino sobre disco”.

4.1. Deposição

Para a deposição das misturas Fe-WCoC, foi utilizada a central de deposição de revestimentos duros do LaMaTS – UFPR modelo *Starweld 300 PTA Welding System*® (Figura 4.1).



Figura 4.1 – Equipamento de revestimento por PTA – LaMaTS - UFPR

Foram processadas superfícies em condições distintas, a partir da mistura de pó de ferro com uma fina dispersão de carboneto de tungstênio (W17%Co5%C), resultando em cordões com aproximadamente 70 mm de comprimento, conforme a Tabela 4.1 abaixo:

Tabela 4.1 – Composição das misturas utilizadas deposição dos revestimentos.

Concentração de W17%Co5%C (em peso)	Concentração de Fe (em peso)	Corrente de deposição (A)
5%	95%	150 A
5%	95%	170 A
35%	65%	170 A
35%	65%	150 A
100%	0%	150 A
100%	0%	170 A

Antes da deposição as pré-misturas foram secadas em forno à 120° C por duas horas para evitar a presença de umidade e, logo em seguida, homogeneizadas em misturador mecânico. A granulometria informado pelos

fornecedores dos pós é de 90 a 150 μm para o pó de Fe e média de 35 μm para o WCoC.

Para material de substrato foram utilizadas chapas de aço carbono SAE 1020 de 12 mm de espessura. O baixo teor de carbono do substrato e a ausência de elementos de liga visam minimizar a influência do material do substrato nas propriedades dos revestimentos. Antes da deposição as chapas de aço foram lixadas, para remoção de sujeiras.

A deposição foi feita com corrente contínua constante, para as duas intensidades de corrente deposição testadas, com uma velocidade de avanço da tocha constante de 100 mm/min.

A Tabela 4.2 mostra os demais parâmetros de processamento empregados na deposição das misturas:

Tabela 4.2: Parâmetros de processamento na deposição das amostras

fluxo do gás plasma	Argônio: 2,0 l/min
fluxo do gás de proteção	Argônio/ Hidrogênio: 15 l/min
fluxo do gás de alimentação	Argônio: 2,0 l/min
faixa de tensão	20,6 a 23 V
distância da tocha à peça	10 mm

Após a deposição as superfícies foram mantidas ao ar livre para resfriamento.

4.2. Caracterização dos revestimentos

4.2.1 Inspeção Visual e medição da diluição

A inspeção visual dos cordões foi feita logo após a deposição. Este ensaio se aplica somente para a verificação do acabamento superficial geral dos cordões quanto à presença de fissuras, trincas ou poros, para avaliar se o processo de preparação dos pós e do substrato foram adequados. Também

foram avaliados a forma e o acabamento superficial dos cordões em função dos parâmetros de processamento: intensidade de corrente de deposição e concentração de WCoC na mistura depositada.

A medição da diluição foi efetuada através da análise de proporção das áreas, nas imagens das seções transversais dos cordões. Neste caso é feita a medição da área transversal de material fundido abaixo da linha horizontal do substrato, e encontrada a relação com a área transversal total de material solidificado (revestimento+substrato).

4.2.2 Perfil de Microdureza

Para o levantamento do perfil de microdureza do revestimento, as amostras foram cortadas para a retirada de uma seção transversal. As amostras então foram embutidas em baquelite a quente e, logo em seguida, passaram por lixamento em lixas de carbonetos de silício com grana 220, 320, 400, 600 e 1200 seguido de polimento em disco de pano e alumina. O perfil de microdureza foi realizado com um indentador Vicker (pirâmide de diamante de 136°) e uma carga de 500g (HV 0,5). Neste procedimento é feita inicialmente a focalização da interface revestimento/baquelite pelo sistema óptico do microdurômetro e, em seguida, promovido um deslocamento de $125\ \mu\text{m}$ no sentido do revestimento para o substrato. Neste ponto é feita a primeira indentação do grupo de 10 a 13 indentações espaçadas de $125\ \mu\text{m}$ cada uma. Ainda foram executadas mais duas colunas de indentações, ambos espaçados em $125\ \mu\text{m}$ da primeira, conforme pode ser visto na Figura 4.2. É considerada a microdureza de cada posição do perfil, a média das microdurezas obtidas na mesma linha dos três grupos (ABNT NBR 6672/81).

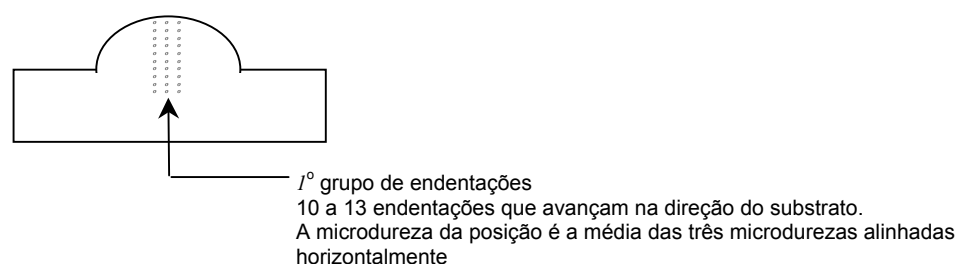


Figura 4.2 – Esquema da sequência de indentações para levantamento do perfil de microdureza das amostras.

4.2.3 Análise Metalográfica

Após a medição da microdureza as mesmas amostras embutidas e polidas das seções transversais dos cordões foram atacadas quimicamente por uma solução de NITAL a 2% por um tempo de 8 segundos.

Foi realizado o ensaio metalográfico das amostras atacadas em microscópio óptico Olympus disponível no DEMEC – UFPR, de maneira a se caracterizar a microestrutura ao longo da seção transversal dos cordões, em função da composição da mistura de pó e da intensidade de corrente de deposição utilizada.

Para uma melhor definição das microestruturas, as amostras ainda foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV retroespalhados) e por análise química pela técnica de espectroscopia por dispersão de energia (EDS). Para este último caso, foi feita uma análise geral sobre amostras de 1 mm² no revestimento e no substrato, seguida de uma avaliação mais detalhada a partir do resultados. Estes testes foram realizados nos laboratórios de análises de materiais da empresa Robert Bosch – Curitiba.

Por fim, os revestimentos e os as misturas de pós também foram analisadas através de um difratômetro de Raio-X *Philip X'pert MPD*. Os compostos presentes nos revestimentos e nos pós foram identificados por comparação com os cartões do JCPDS (*Joint Committee on Powder Diffraction Standards*).

4.2.4 Ensaio de Degaste – Pino sobre disco

A influência da intensidade de corrente e da concentração de WCoC nas propriedades mecânicas dos revestimentos também foi analisada através do ensaio de desgaste do tipo pino sobre disco, de amostras retiradas dos cordões. Os corpos de prova para o ensaio pino-sobre-disco foram retirados dos depósitos através de usinagem por eletro-erosão a fio, de maneira a se obter pinos com 3 mm de diâmetro e 15 mm de altura. Estas dimensões foram adotadas em função da largura e da altura dos cordões resultantes.

Cada pino foi pesado antes do ensaio. Para a pesagem foi utilizada uma balança de laboratório com precisão de 0,1 mg, permitindo assim obter a perda de massa para cada um dos pinos ensaiados.

Os ensaios tipo pino sobre disco foram realizados em um equipamento desenvolvido no LaMaTS de acordo com a norma ASTM G99-95a. O equipamento permite o controle da velocidade tangencial dos pinos, através do controle da rotação do motor. A rotação do motor está na faixa de 30 a 1100 rpm, sendo estes valores determinados através de um inversor de frequência acoplado ao mesmo.

O ensaio foi realizado com cargas de 1 e 2 kg e velocidade constante de 2 cm/s, variando-se apenas a distância de deslizamento do pino sobre o disco, de 1000 m e de 3000 m. Os pinos foram ensaiados contra discos retificados de 5 polegadas de diâmetro, fabricados em aço AISI D6 temperados em óleo e revenidos, com dureza superficial de 58 HRC. Para condição foram testados no mínimo 03 pinos, sendo que a perda de massa por cordão foi considerada como a média dos resultados.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Vários trabalhos publicados já mostraram a possibilidade de reforçar um material, promovendo a formação de partículas em forma de precipitados ou pela adição de partículas grosseiras por uma grande diversidade de técnicas (Yaedu, 2002; Rong, Yehua, Dehong, 2003; Sun, Zhang, Shen; 2002). É sabido que este procedimento possui suas limitações, porque ao mesmo tempo em que promovem um aumento na dureza superficial do material pela adição de partículas duras, comprometem sua soldabilidade.

A possibilidade de modificar uma superfície adicionando à mesma, partículas que venham a ser dissolvidas em um material similar ao do substrato, representa uma nova categoria de endurecimento superficial, na qual espera-se do revestimento resultante a combinação de um aumento de dureza aliada a uma boa soldabilidade. Neste trabalho inicialmente optou-se por depositar diretamente os carbonetos WCoC sobre a superfície do aço, e para garantir que as partículas de elementos de liga adicionadas resultassem realmente em uma solução sólida, foi utilizada uma dispersão muito fina de WCoC. Esta primeira aplicação não foi satisfatória, devido a problemas de escoabilidade do material de adição no momento da deposição, que resultaram em cordões muito irregulares, com grandes falhas, devido à quantidade insuficiente de pó na poça fundida.

Optou-se, então, por depositar os carbonetos misturados ao pó de Fe, por se tratar de material similar ao do substrato (aço baixo carbono). Neste caso foi processado um segundo lote de amostras de misturas de pó com concentração de 5% e 35% de WCoC em peso. O resultado também não se mostrou adequado, sendo que desta vez, pode-se verificar problemas de poros e falta de fusão no interior dos cordões. Uma análise mostrou que se tratava de uma preparação (secagem e mistura) não adequada do material de adição, provavelmente devido ao intervalo de tempo entre a secagem e a deposição.

O terceiro lote de cordões depositados foi utilizado nos ensaios deste trabalho. Vale a pena salientar o papel de uma preparação e manipulação mais

cuidadosa das misturas dos pós na qualidade adequada nos cordões finais, principalmente ao que se refere na secagem e mistura dos pós antes da deposição. Como já citado, o procedimento aplicado na preparação dos pós iniciou por secagem em forno à 120°C por duas horas, seguida de homogeneização em misturador mecânico e, por fim, estocagem em ambiente com umidade controlada.

5.1. Inspeção Visual

Após a deposição pode-se observar um cordão bastante uniforme e com bom acabamento superficial, sem oxidação severa da superfície e sem a ocorrência de defeitos identificáveis por inspeção visual (trincas, poros, falhas ou irregularidades superficiais) ao longo do cordão, como pode ser visto na Figura 5.1. Após o seccionamento, foi observado a presença de poros na seção transversal do revestimento obtido do pó com concentração de 35% WCoC, provavelmente devido à umidade presente nos pós (Figura 5.2-a). Por causa disto os depósitos foram refeitos e desta foram observados alguns problemas, em número bastante reduzido, de homogeneidade na interface revestimento/depósito de alguns cordões (Figura 5.2-b). Deve-se salientar mais uma vez que o processo de secagem e homogeneização das misturas se mostrou-se fundamental para garantir o acabamento adequado dos cordões.

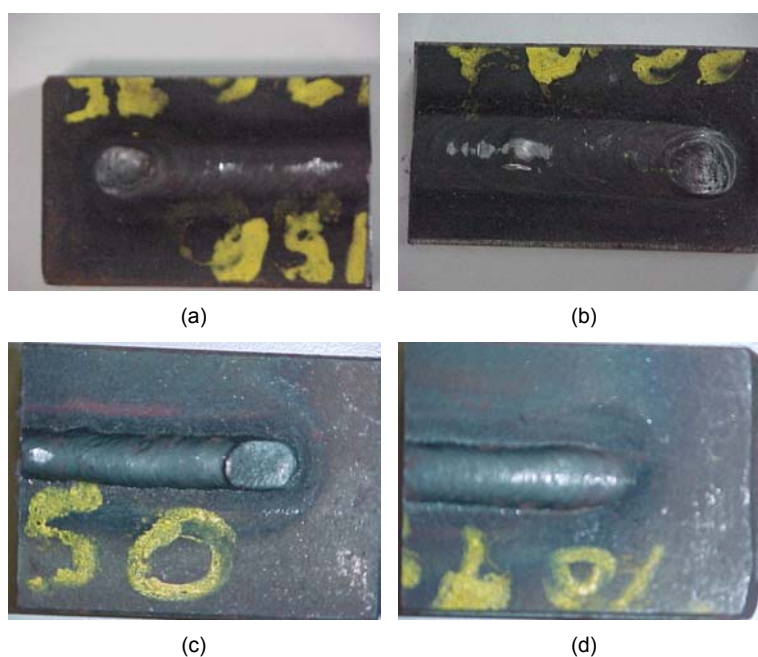


Figura 5.1 – Aspecto dos cordões das amostras após a deposição por PTA:
a) 35% WCoC – 150A ; b) 35% WCoC – 170A; c) 5% WCoC - 150A; d) 35% WCoC - 170A.

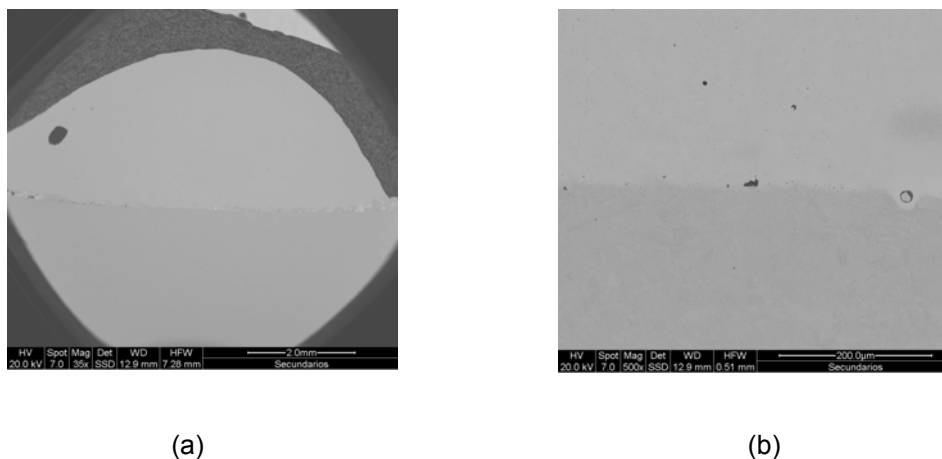


Figura 5.2 – Poros observados nas amostras com concentrações de 35% de WCoC (a) e irregularidade na interface do revestimento com o substrato, para a mesma mistura após a secagem (b).

Já para as amostras com concentrações de 5% de WCoC não foram observados a presença de falhas, trincas, inclusões ou poros em quantidade significativa ao longo da seção, como pode ser verificado na Figura 5.3 que mostra a seção transversal do cordão.

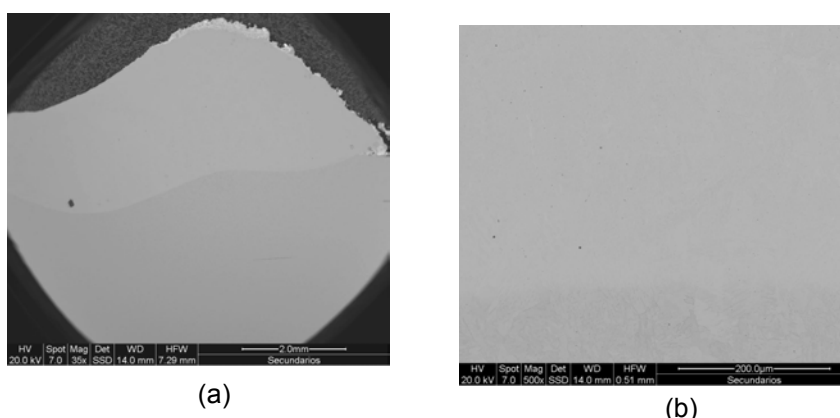


Figura 5.3 – (a) Vista geral da seção transversal do cordão obtido com pó de 5% WCoC e (b) Detalhe da seção transversal da superfície revestida, que não apresenta regiões de concentração de carbonetos.

Após o seccionamento também foi possível verificar que as amostras com concentração de 5% e 35% de WCoC resultaram em cordões com praticamente a mesma altura (entre 3 e 4 mm), que é esperado em função da mesma taxa de alimentação de pó. Mas foi observado que os cordões das amostras com menor concentração de WCoC são mais estreitos que os cordões obtidos com pó de WCoC a 35%. Isto pode ser explicado, pela molhabilidade característica do WCoC em aços e ferros fundidos (Rong, Yehua, Dehong, 2003).

As seções transversais dos cordões com 5% WCoC e 35% WCoC podem ser vistas na Figura 5.4.

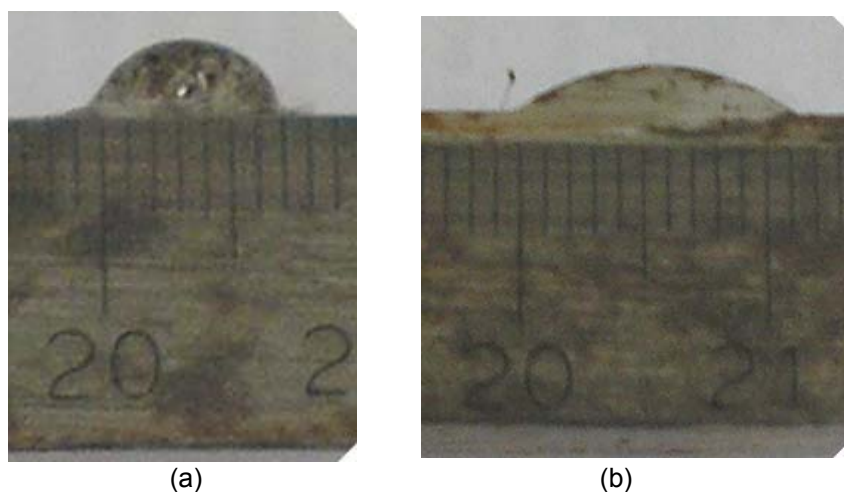


Figura 5.4 – Largura dos cordões: (a) aproximadamente 7 mm para o cordão a 5% WCoC à 150 A e (b) contra 11 mm para o cordão 35% WCoC à 170A.

5.2. Perfil de Microdureza

O perfil de dureza levantado para cada depósito pode ser observado na Figura 5.5. A visualização deste gráfico auxiliará a interpretar como variam as propriedades do revestimento ao longo da sua seção transversal. Como já sugerido (Antony, 1983), este levantamento permite uma pré-avaliação da resistência ao desgaste do material, já que esta propriedade, é função direta de sua dureza.

Como existe uma grande variação na geometria da seção transversal de cada cordão depositado, o número de impressões sobre cada camada variou entre 10 e 13. Observa-se que, os perfis de microdureza permanecem constantes na região do revestimento e caem bruscamente no substrato, sugerindo uma microestrutura homogênea ao longo de toda a seção do revestimento, sem aglomeração de partículas de carbonetos.

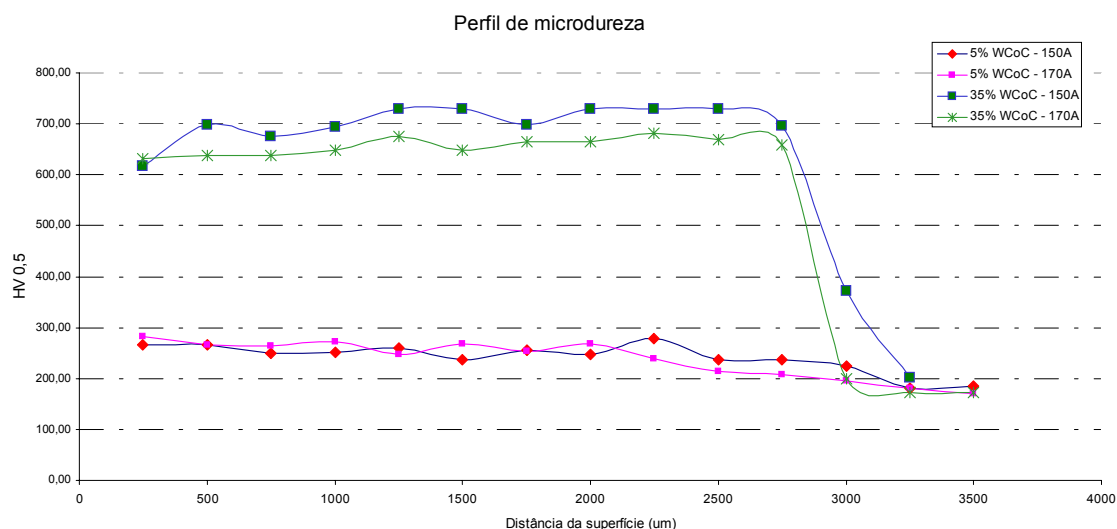


Figura 5.5 – Variação da dureza Vickers x Distância da Superfície

As misturas com menor concentração de carbonetos geram superfícies com menor dureza, como esperado. As superfícies enriquecidas pela dissolução de uma maior quantidade de WCoC, além de exibirem uma maior resistência apresentaram uma resposta diferenciada em função da intensidade da corrente de deposição. Observa-se um aumento de aproximadamente 100 HV para a menor corrente de deposição (150 A), comportamento que tem sido associado à microestrutura mais grosseira e aos maiores níveis de diluição resultante de correntes de deposição mais elevadas (dos Santos, 2003), que significa, comparativamente, menores teores dos elementos W, Co e C no revestimento. Esta associação pode ser confirmada nos resultados obtidos para a diluição, mostrados na Tabela 5.1. A uniformidade das durezas ao longo das seções transversais sugere que ocorreu a dissolução dos carbonetos sem a sua posterior aglomeração.

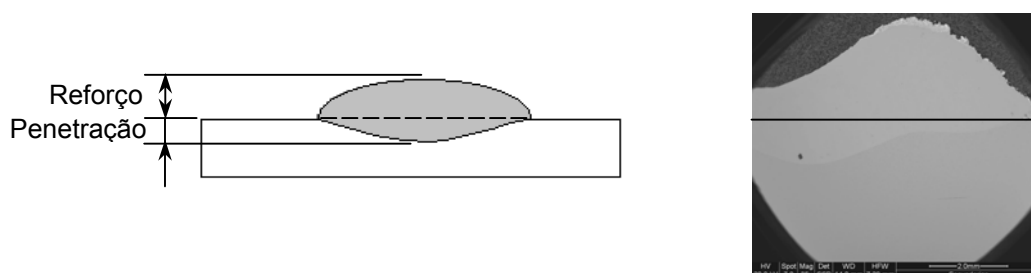
5.3. Diluição

A diluição é um dos fatores importantes para a avaliação das propriedades de um revestimento com ligação metalúrgica ao substrato (CROOK, 1993). Em revestimentos soldados, quanto maior a diluição, maior a alteração das propriedades do revestimento em relação ao especificado originalmente para o material de aporte. Além disso, geralmente o material do

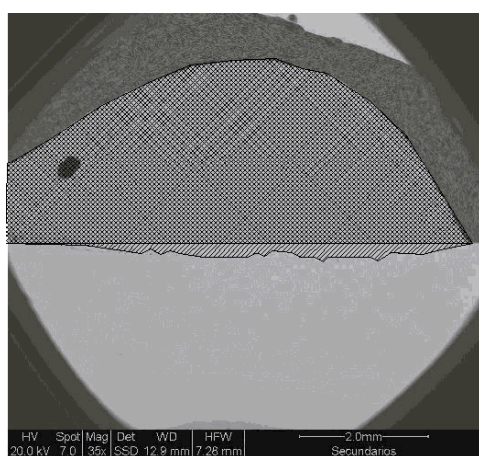
substrato é menos nobre que o material do revestimento e, por isso, um maior nível de diluição significa deterioração das propriedades do revestimento.

No presente trabalho é imposto um desafio diferente em termos de diluição: procura-se uma boa diluição com o substrato para que não ocorram descontinuidades e, simultaneamente, é necessário que os elementos dissolvidos a partir dos carbonetos se concentrem na superfície onde se pretende uma melhoria de propriedades.

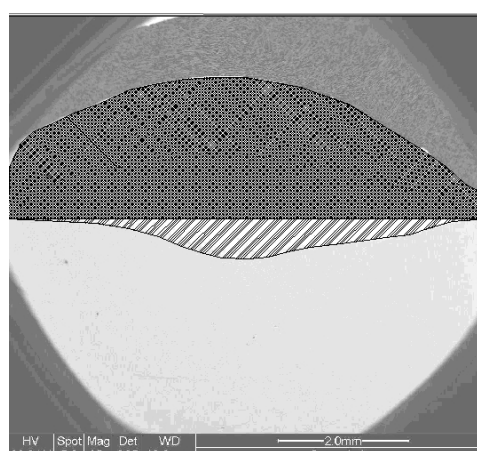
A diluição pode ser medida pela razão das áreas, (reforço / área fundida) (ASM Handbook, 1992) e pelo teor de Fe (Yaedu, 2002). Neste trabalho, em função de se tratar da modificação da superfície de um aço pela dissolução de WCoC em Fe, o segundo método não fornece informações adequadas. Assim, optou-se pela avaliação da diluição pelo método das áreas (Figura 5.6).



(a)



(b)



(c)

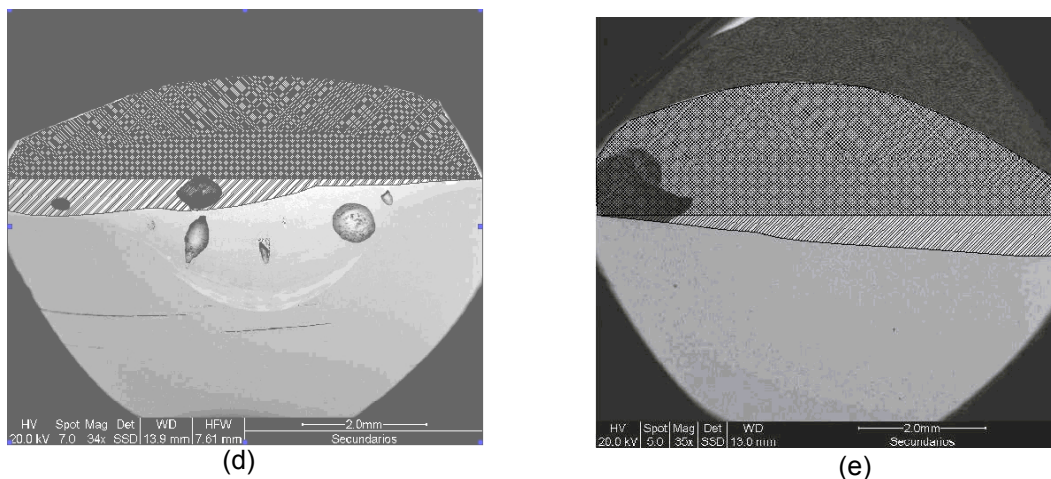


Figura 5.6 – Medição da diluição pela proporcionalidade das áreas (a) através das imagens das seções transversais dos cordões: (b) 5%WCoC a 150A, (c) 5%WCoC a 170A, (d) 35%WCoC a 150A e (e) 35%WCoC a 170A.

Na Tabela 5.1 são apresentados os resultados do nível de diluição para cada superfície obtida. Observa-se que a intensidade de corrente influenciou apenas os cordões depositados com as misturas 5% WCoC. Outra dependência observada é da diluição em função da concentração de carbonetos na mistura depositada. Esta constatação pode ser associada à informação fornecida pelas Figuras 3.8 e 3.9 de que maiores diluições são esperadas para maiores taxas de alimentação de pó (Marconi, 2002). Para a deposição dos cordões a taxa de deposição em volume foi conservada constante para garantir a comparação dos resultados, uma vez que uma taxa de alimentação em massa constante para as duas misturas resultaria em volumes de pós muito distintos devido a densidade dos carbonetos.

Tabela 5.1 - Valores medidos de diluição para cada amostra depositada

Cordão	Diluição medida
5% WCoC a 150 A	6%
5% WCoC a 170 A	14%
35% WCoC a 150 A	20%
35% WCoC a 170 A	19%

5.4. Resistência ao desgaste

A perda de massa durante o ensaio pino sobre disco, medido para duas distâncias (1.000 e 3.000 m) e carga de 1kg, pode ser verificado na Figura 5.7. As amostras com concentração de 35% WCoC apresentaram menores perdas de massa, confirmando a correlação entre a resistência ao desgaste com a dureza do revestimento depositado.

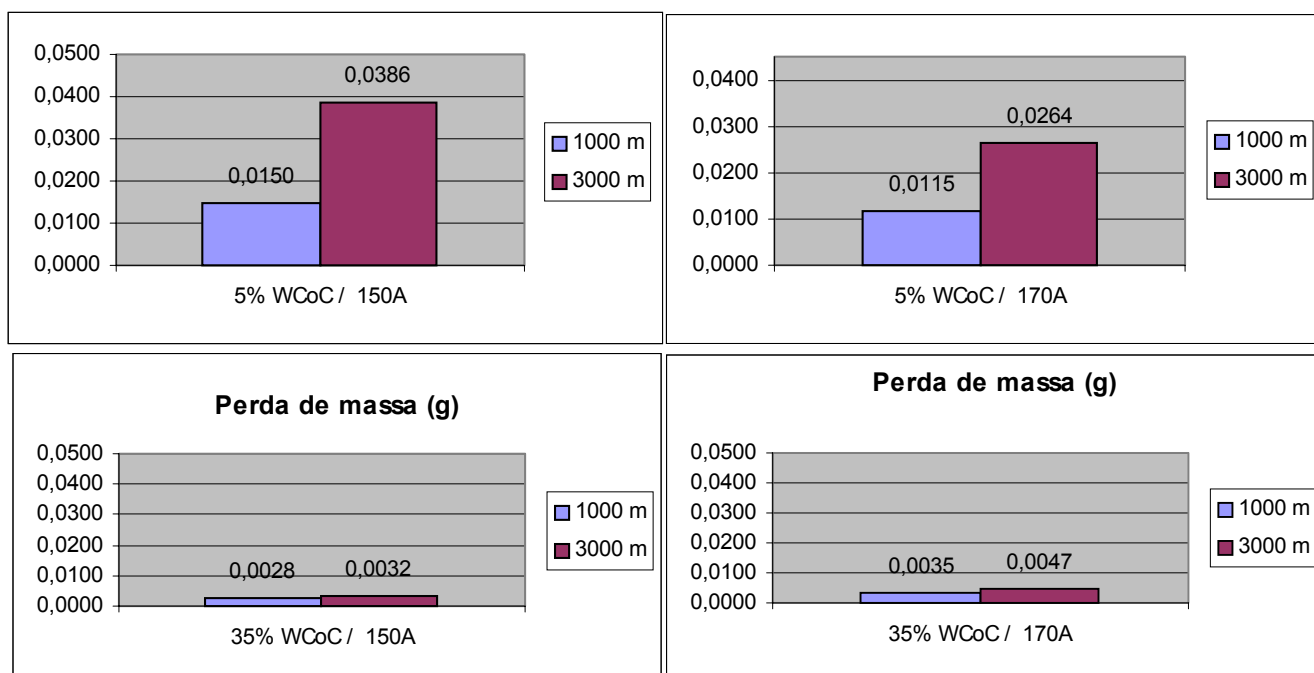


Figura 5.7 - Perdas de massa (g) médias das amostras submetidas ao ensaio de desgaste pino sobre disco

Ensaio preliminares mostraram a carga de 2 kg como sendo excessiva, resultando em um comprometimento nos resultados dos ensaios. No caso dos depósitos de 5% WCoC, observa-se um desgaste acelerado mesmo para a menor distância testada com um consumo total do revestimento. Já para os revestimentos com maiores durezas (35%WCoC), observou-se que o atrito excessivo comprometeu o deslizamento dos pinos sobre o disco. Assim todos os resultados apresentados referem-se ao testes realizados com a carga de 1Kg.

Tanto os pinos retirados dos cordões a 5% WCoC como dos cordões a 35% WCoC, apresentaram menores variações de perda de massa para a distância de 1000 m com relação às diferentes correntes de deposição.

Observa-se que as superfícies com a mesma concentração de WCoC não apresentaram diferenças significativas após deslizamento por 3000 m. De fato a perda de massa aumentou para a maior distância e, como era esperado, é menor nos revestimentos com maior concentração de WCoC.

É interessante observar as diferenças medidas na perda de massa em função da intensidade de corrente. Seguindo previsões da literatura (Rabinowicz, 1995), a maior dureza da superfície processada com 150 A, utilizando a mistura Fe-35%WCoC resulta em uma maior resistência ao desgaste, traduzida pela menor perda de massa em relação à superfície processada com intensidade de corrente de deposição de 170 A (. No entanto, esta relação dureza / resistência ao desgaste não é observada nas superfícies processadas com a mistura Fe-5% WCoC. Este comportamento pode ser atribuído a eventuais diferenças na área de contato entre o disco e os pinos processados com 150 A e 170 A, estas relacionadas a pequenos desvios no alinhamento dos pinos com os cordões durante a retirada dos mesmos. Sabendo que uma menor área de contato resulta em maiores cargas específicas, da qual pode-se esperar maiores taxas de desgaste, o que pode explicar o comportamento observado.

5.5. Microestrutura

A fusão e dissolução da fina dispersão de WCoC com o Fe foi confirmada pelas microestruturas homogêneas e sem concentração / aglomeração de partículas de carbonetos, observadas tanto ao microscópio óptico quanto no microscópio eletrônico de varredura. Este fato confirma os dados da literatura, que afirma que para os aços baixo carbono é esperado a retenção do W em solução sólida e a formação de carbonetos para aços com maiores teores de carbono (Bain, 1939).

A Figura 5.10 apresenta as estruturas micrografias observadas para cada uma das condições processadas, obtidas por microscopia óptica. A concentração de WCoC foi determinante nas microestruturas resultantes. Os revestimentos com concentração de 35% WCoC desenvolvem em estrutura

típica dos processos de solidificação (Porter, 1980), com regiões dendríticas de solução sólida rica em ferro e regiões eutética interdendríticas rica em W. Já os revestimentos com 5% de WCoC não apresentam a mesma estrutura dendrítica observada nos revestimentos com concentrações mais altas de WCoC. A estrutura resultante pode ser descrita como áreas de ferrita (regiões esbranquiçadas) e regiões de mistura de ferrita com carbonetos (regiões cinzentas), e justifica as durezas mais baixas que foram medidas nestes cordões. As agulhas de ferrita podem ser associados com as altas taxas de resfriamento (Porter, 1980) envolvidas nos processos de alta densidade de energia, como é a deposição por PTA (Marconi, 2002).

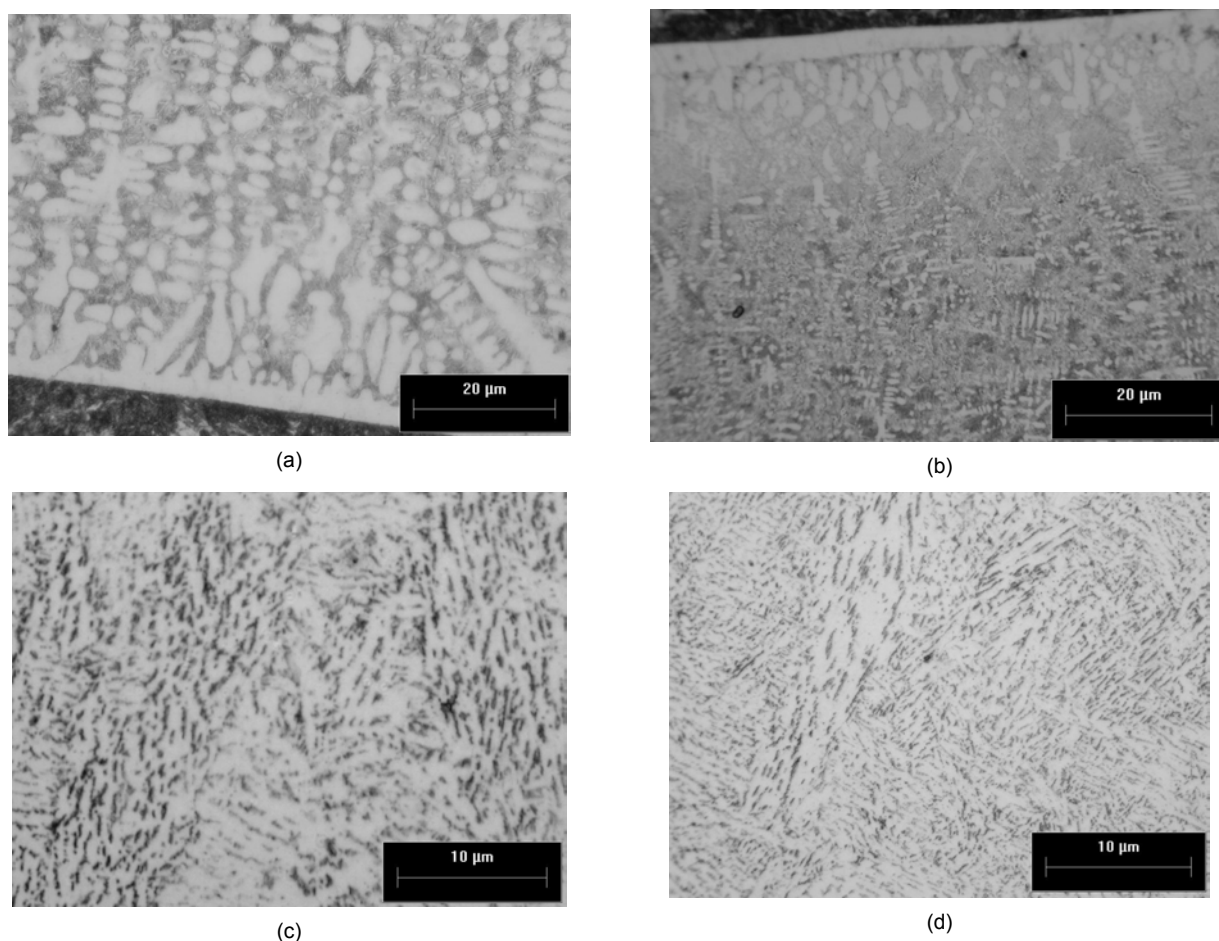


Figura 5.8 – Características e microestruturas das seções transversais das amostras observadas em microscópio ótico
a) 35% WCoC – 150A – 1000x; b) 35% WCoC – 170A – 500x; c) 5% WCoC – 150A – 500x d) 5% WCoC – 170A 500x.

Uma observação mais detalhada da estrutura resultante para a corrente de deposição de 170 A no MEV retroespalhados (Figura 5.11) e correlações com dados da literatura sugerem que possam se tratar de uma estrutura tipo Widmanstätten (Porter, 1980). Como W e Co são elementos alfacêneos que favorecem a estabilização da ferrita (Bain, 1939), a dissolução dos carbonetos WCoC favoreceu a formação de uma solução sólida ferrítica, justificando a presença de uma estrutura de Widmanstätten.

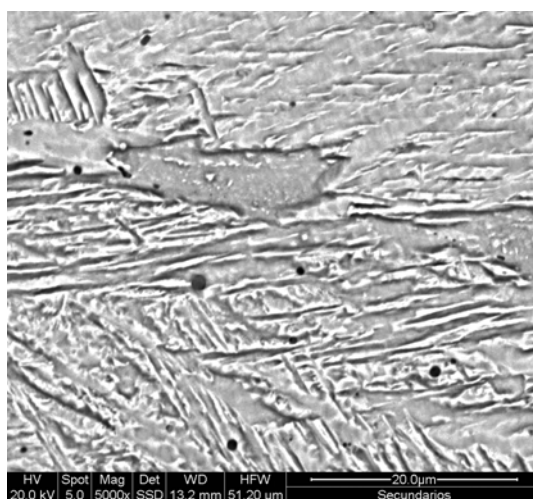


Figura 5.9 – Estrutura de Widmanstätten observada nos revestimentos com concentrações de 5% de WCoC no MEV.

A diferença do refinamento da estrutura em função da distância da superfície do revestimento pode ser visualizada na Figuras 5.12 (a), (b) e (c), para uma amostra de 35% WCoC. Seguindo dados da literatura, o refinamento aumenta para as regiões mais próximas da superfície devido as maiores taxas de resfriamento.

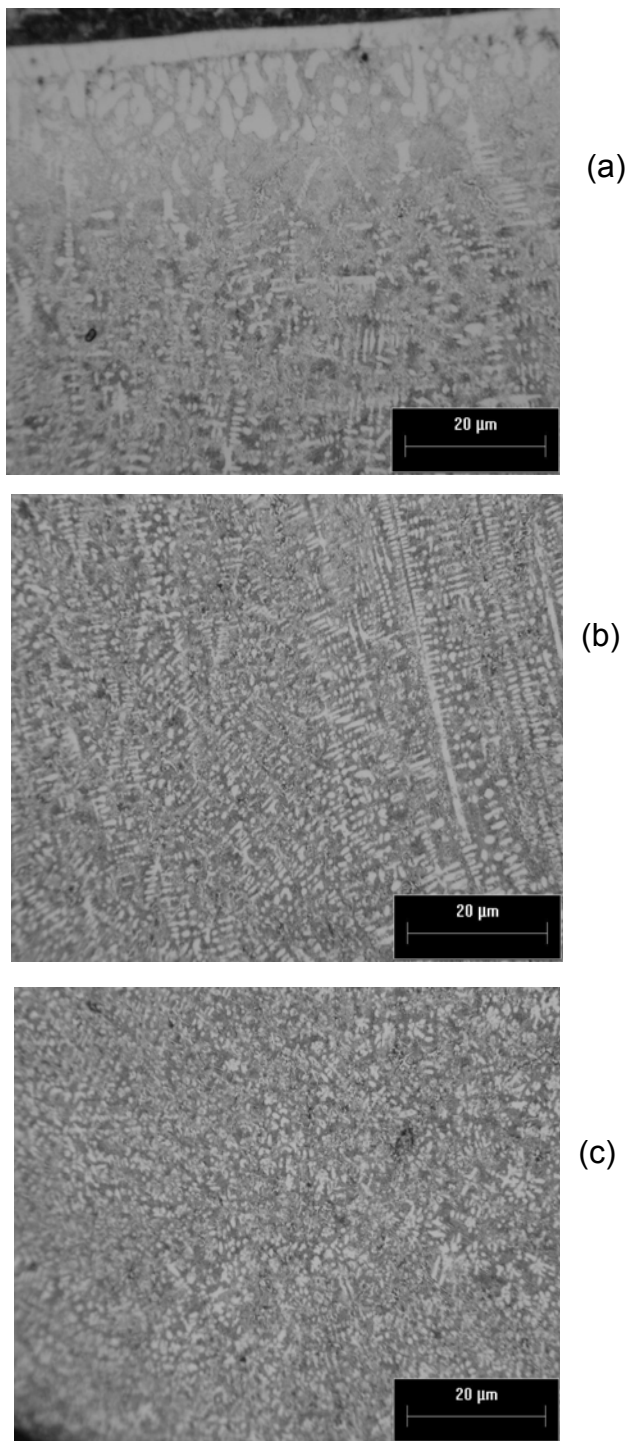


Figura 5.10 – Variação do refino da microestrutura nos revestimentos a 35% WCoC (a) próximo ao substrato (b) na região intermediária do cordão e (c) próximo à superfície.

Nas amostras com maior concentração de WCoC observa-se uma frente plana de solidificação junto à linha de fusão, seguido por uma estrutura celular dendrítica, sugerindo que inicialmente o gradiente de temperatura entre o substrato e o metal fundido controla a cinética de solidificação (Figura 5.13).

Posteriormente, a segregação do soluto passa, então, a controlar a solidificação resultando na estrutura celular dendrítica (superesfriamento constitucional) (Porter, 1980).

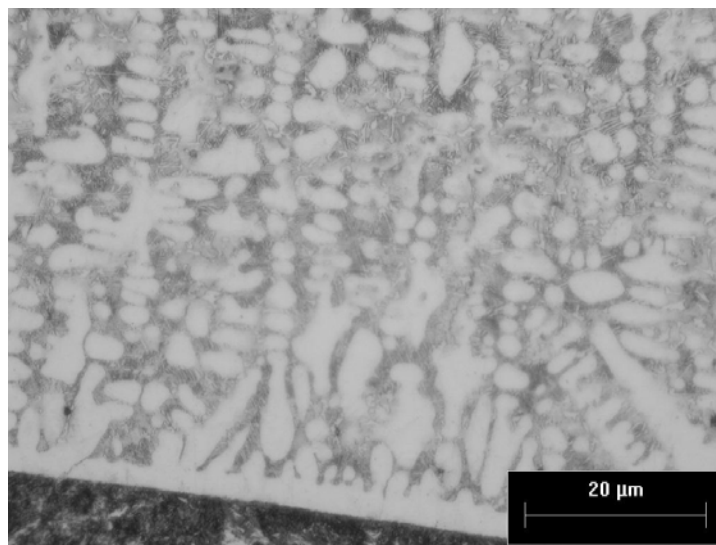


Figura 5.11 – Variação da microestrutura em função da cinética de solidificação nas amostras com 35%WCoC.

Para uma melhor caracterização das microestruturas desenvolvidas nos cordões em função da concentração de carbonetos, as amostras ainda foram submetidas à análise em microscópio eletrônico de varredura (MEV retroespalhados). Na Figura 5.14 pode-se observar as imagens obtidas das seções transversais das amostras com 35% e 5% WCoC depositadas. As regiões mais claras observadas nas imagens obtidas pela MEV por elétrons retroespalhados referem-se às regiões ricas em tungstênio, o que permite identificar a distribuição de fases.

Como pode-se observar nos cordões com maior concentração de carbonetos (Figura 5.14 (c) a (f)), o eutético apresenta-se regular e uniformemente distribuído na matriz ferrosa atestando a qualidade do revestimento obtido. Além disso, a forma como se encontra distribuído pode ser associada a uma rede de carbonetos que efetivamente protegem a matriz. Esta característica pode ser associada ao desempenho superior destes revestimentos com relação aos de menor concentração de carbonetos.

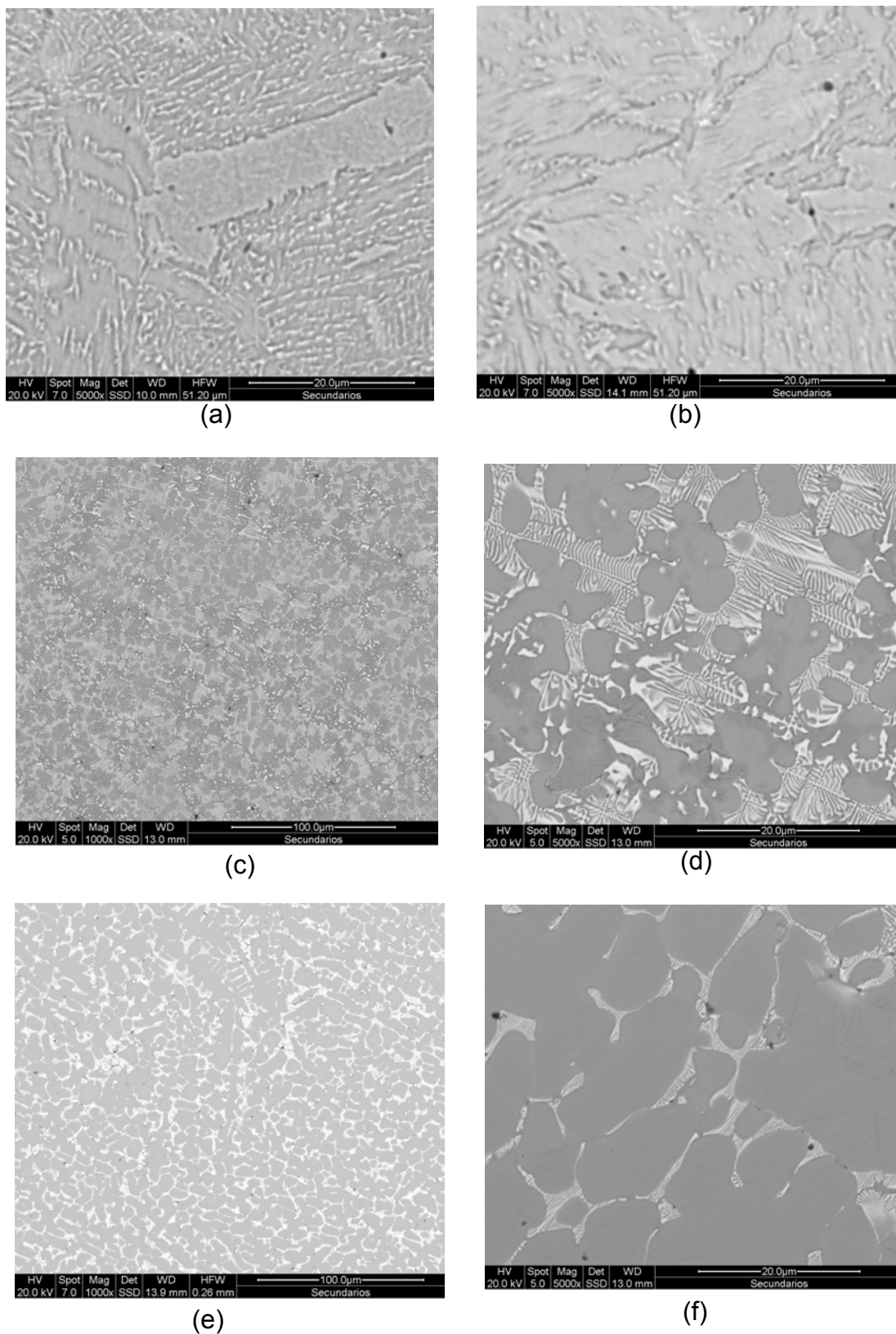
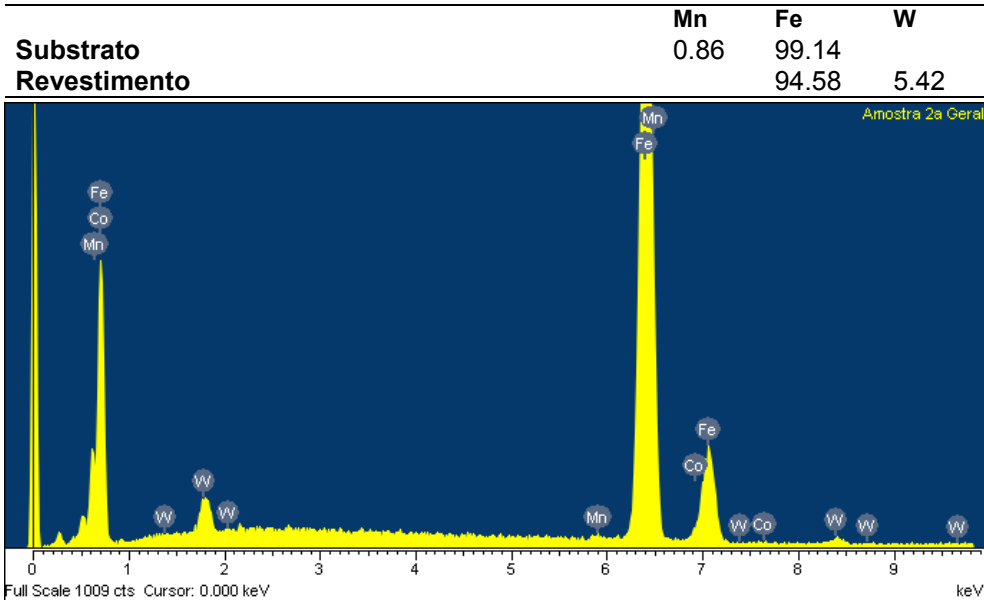
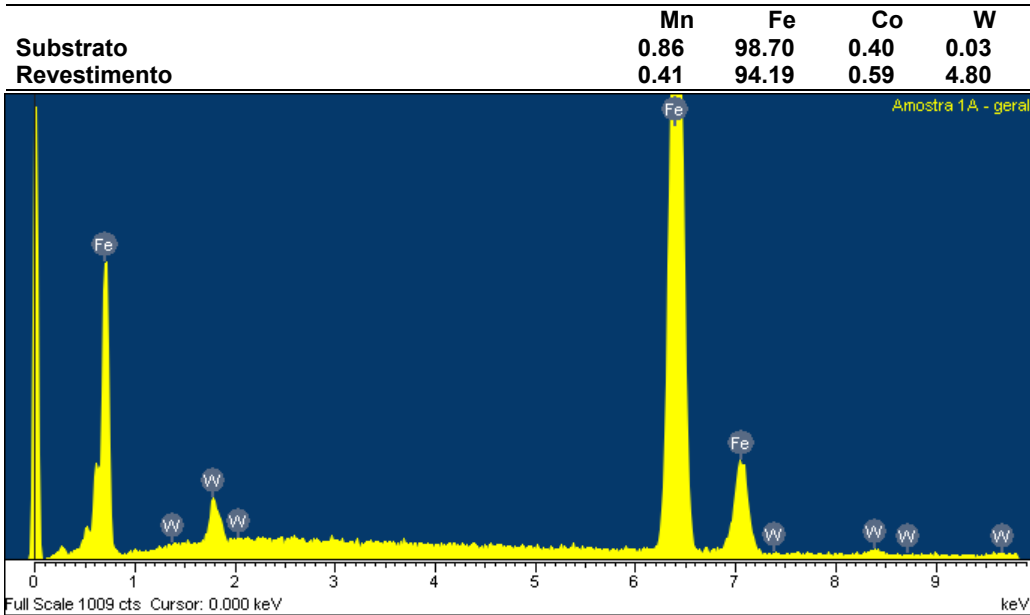


Figura 5.12 – Características e microestruturas das seções transversais dos revestimentos observados em microscópio eletrônico de varredura – (a) 5%WCoC a 150A (b) 5%WCoC a 170A (c) e (d) 35%WCoC a 150A; (e) e (f) 5%WCoC a 170A

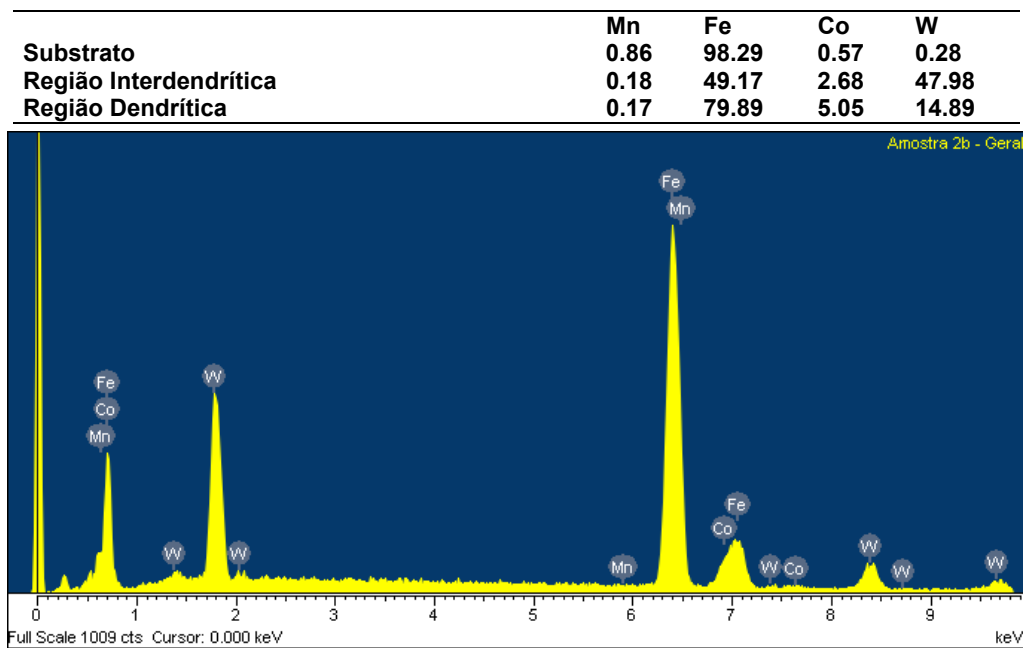
Através da análise química semiquantitativa em uma área de 1 mm² na região central das seções transversais dos depósitos, pôde-se confirmar que os carbonetos dissolveram-se homogeneamente ao longo dos revestimentos. A identificação das regiões dendríticas e interdendríticas foi feita após uma análise geral da amostra ensaiada.



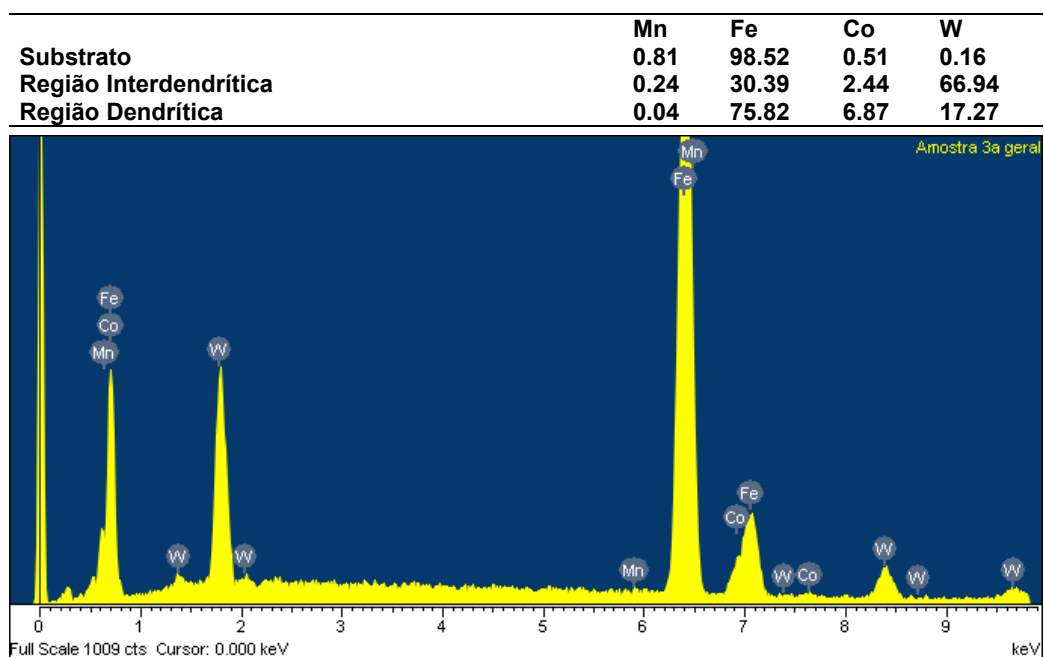
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.13 - Resultados de análise química por EDS na seção transversal das amostras retiradas de cada um dos cordões depositados: (a) 5%WCoC a 150A, (b) 5%WCoC a 170A, (c) 35%WCoC a 150A e (d) 35%WCoC a 170A.

Como mostram os resultados - Figuras 5.15 (a), (b), (c) e (d) – os elementos dos carbonetos se encontram na superfície, sendo sua concentração dependente da composição da mistura dos pós. É interessante observar que nos revestimentos mais ricos em carbonetos WCoC, o tungstênio se concentra principalmente na região dendrítica, embora também seja identificado nas região interdendrítica.

As observações feitas através da análise da microestrutura por EDS é complementada no ensaio de Difração de Raio-X e permite afirmar que ocorreu a fusão e a dissolução da fina dispersão dos carbonetos WCoC nos revestimentos depositados.

Como pode-se verificar na Figura 5.16 as misturas de pós exibem a presença da fase de ferro (CCC) e carboneto de tungstênio (carb 1). Após o processamento por PTA, nos revestimentos originados dos pós à 5% WCoC, apenas o ferro continua sendo detectado, sugerindo que os carbonetos foram fundidos e seus elementos constituintes encontram-se em solução sólida. Nas misturas mais ricas em carbonetos (35% WCoC), além da dissolução dos carbonetos já observada, identifica-se a presença de um carboneto detungstênio (carb2) distinto daquele presente na mistura de pós (carb1), confirmando assim a completa dissolução dos carbonetos originais e posterior cristalização de um novo carboneto, a partir da mistura líquida da poça de fusão.

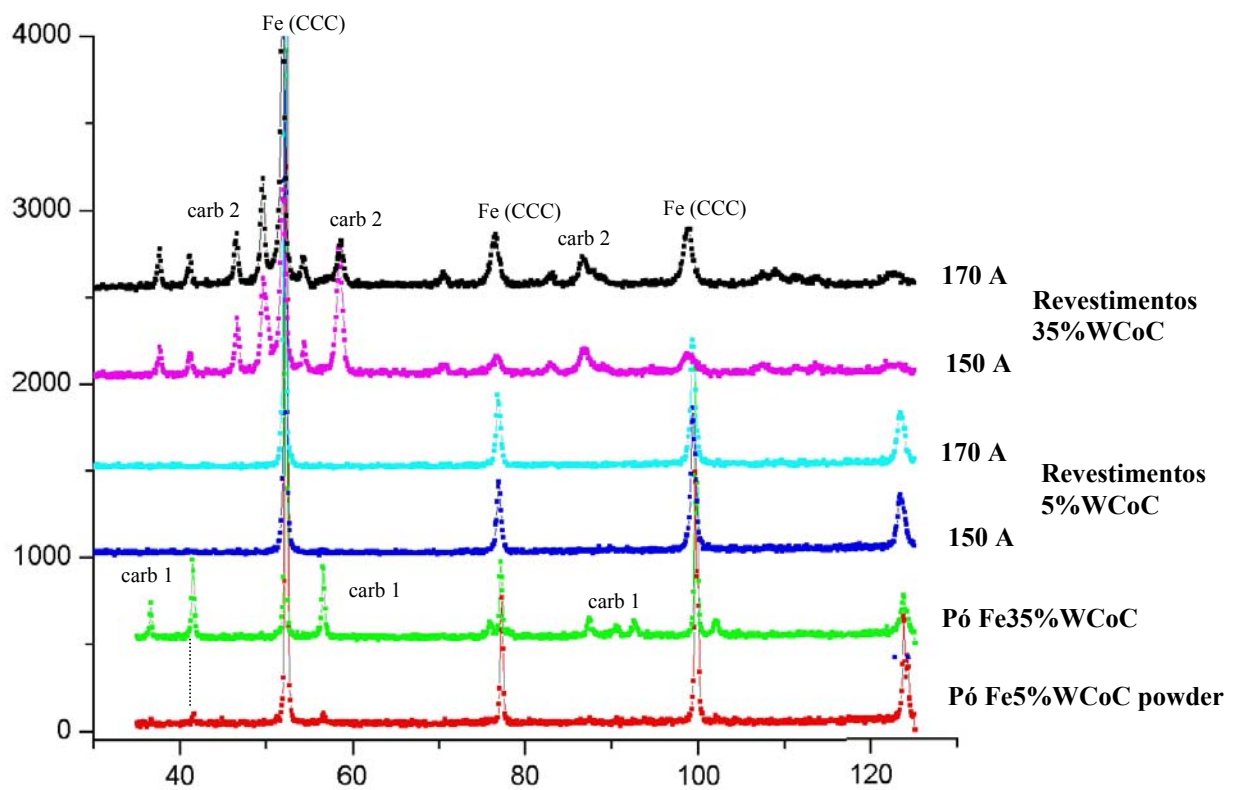


Figura 5.16 – Resultado da Difração de Raio-X das misturas de pós e dos revestimentos obtidos para as duas correntes de processamento.

6. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos no presente trabalho permitem concluir:

1 - O processo a plasma por arco transferido permite a fusão e dissolução de carbonetos WCoC de forma a enriquecer superfícies.

2 - A dissolução dos carbonetos ocorreu de forma homogênea, como revela a ausência de aglomeração de partículas de carbonetos.

3 - Os procedimentos de deposição após secagem controlaram a qualidade das superfícies produzidas, sendo a deposição logo após a secagem o procedimento mais correto.

4 – A intensidade de corrente de deposição apresentou um papel secundário na determinação das características da superfície, em relação à composição da mistura.

5 – A deposição da mistura 35% Fe-WcoC resultou em superfícies com uma estrutura dendrítica onde o W se concentra no eutético das regiões interdendríticas. Estas superfícies exibem elevada resistência ao desgaste por deslizamento, comparativamente às superfícies com menores concentrações de WCoC.

6 – Uma estrutura de Widmasntätten foi observada após o processamento das superfícies com a mistura de 5% Fe-WCoC. Estas superfícies apresentam baixa dureza e, conseqüentemente, baixa resistência ao desgaste por deslizamento.

7. TRABALHOS FUTUROS

- Deposição sobre um substrato com maior teor de carbono para verificar a possibilidade de obtenção de W dissolvido e precipitado ao mesmo tempo na matriz ferrosa.
- Deposição de múltiplos cordões (múltiplos passes) para verificar a influência do ciclo térmico de deposição sobre a solução sólida de W na matriz ferrosa.
- Submeter os cordões resultantes à exposição em elevadas temperaturas (tratamento térmico) para verificar o comportamento da solução sólida de W na matriz ferrosa.
- Adição de outros elementos de liga à dispersão de carbonetos para promover outras propriedades mecânicas do material (como resistência a quente, por exemplo).
- Deposição de distribuição bimodais de carbonetos, com partículas finas e grosseiras.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

1. ANTONY, K. C. Wear Resistant Cobalt Base Alloys. **Journal of Metals** **35**, 1983.
2. ASM HANDBOOK. Heat Resistant Casting Alloys. In: **ASM Handbook - Metallography and Microstructures**, Vol. 9. 5th ed. OH: ASM Metals Park, 1992.
3. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Materiais Metálicos – **Determinação da Dureza Vickers (Método de Ensaio)**, NBR 6672/81. 1981.
4. ASTM BOOK OF STANDARDS, **ASTM E92-72W - Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials**, Rev.: 82, Chg: W/ E2, 2004.
5. ASTM BOOK OF STANDARDS, **ASTM G99-95A - Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-in-Disk Apparatus**, 1995.
6. AWS - American Welding Society, **Thermal Spraying, Practice, Theory and Applications**, 1995.
7. BAIN, E. **The Alloying Elements in Steel**, ASM International, 1939,
8. BRACARENSE, A. Q. **Soldagem a PAW**, Apostila do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica - UFMG, 2000.
9. CALLISTER, W. **Materials for Science and Engineering**, 4^a Edition, The University of Utah, 1996.
10. CHAMBERLAIN, S. **Combating Tools Wear with Coating**, The Fabricator, 2003.

11. CROOK, Paul - Haynes International. Cobalt and Cobalt Alloys. In: **ASM Handbook - Properties and Selection: Non ferrous alloys and Special Purpose Materials**, 1993.
12. CHEN, T. M.; LUI, T.S.; CHEN, L.H. Overlaying of Stellite 6 Superalloy on Austenitic Manganese Steel by PTA Method. **Conference: Surface Modification Technologies VI**, Chicago, Illinois, United States, 1992
13. CHIAVERINI, V. , Aços e Ferros Fundidos, ABM, 5º Ed, 1984.
14. DAVIES, J.R. - **Hardfacing, Weld Cladding and Dissimilar Metal Joining**, ASM Handbook - Welding, Brazing and Soldering, 1993.
15. DOS SANTOS, Ricardo Luiz Cardoso. **Deposição por Plasma de Arco Transferido com Corrente Contínua Pulsada**, Dissertação de Mestrado, PG-MEC - UFPR, 2003.
16. D'OLIVEIRA, A.S.C.M. **High Temperature behavior of Plasma Transferred Arc and Laser Co-Based Alloys**, ELSEVIER – Applied Surface Science, 2001.
17. FOLTRAN, B; D'Oliveira, ASM. **Comparação dos revestimentos de superligas à base de cobalto (Co-Cr- W - C) depositados por eletrodo revestido, plasma por arco transferido**, Dissertação de Mestrado, PIPE-UFPR, 2000.
18. GERMAN, R. M. **Powder Metallurgy Science**, New Jersey, 1994.
19. MARCONI, M. **Il Plasma ad Arco – Il Processi PTA**, PlasmaTeam, 2002.
20. MARCONI, M; MARCONI, B. **Powder Plasma Arc Welding of Thick Walled Pipes**, International Institute of Welding, 2005.

21. MILLER, B. **Frequently Asked Questions about Hardfacing**, The Fabricator, 2005.
22. OLIVEIRA, M. A, **Estudo do Processo de Soldagem Plasma com alimentação Automática de Arame, Visando sua Utilização em Revestimentos Metálicos**, Dissertação de Mestrado, UFSC, 2001.
23. PERRY, A.J.; VALLI, J.; STEINMANN, P. A, **Surface Coating Technologies**, Vol. 36, 1988.
24. PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase Transformations in Metals and Alloys**, University of Luleå, 1980.
25. PRIETO, J. S.; **Introducción a la terologia y sus aplicaciones**, CIA Chilena de Soldaduras Espaciales, 1987.
26. RABINOWICZ, E. **Friction and Wear of Materials**. 2nd ed. John Willey and Sons, Inc. 1995.
27. RHEAD, E. L., **Metalurgia**, Editorial Labor S.A., Barcelona, 1957.
28. RONG, Z.; YEHUA, J; DEHONG, L. **The effect of volume fraction of WC particles on erosion resistance of WC reinforced iron matrix surface composites**, Wear 255 / 2003 - 134–138, China, 2003.
29. RONKAINEN, H.; VARJUS, S.; HOLMBREG, K.; FANCEY, K. S.; PACE, A. R.; MATTHEWS, A.; BROSZEIT, E. **Paper apresentado na 16º Simpósio Leeds-Lyon em Tribologia**, Lyon, 5 a 8 de Setembro de 1989.
30. SHOHET, J.L. **Plasma - aided manufacturing**. Transactions on Plasma Science, 1991.

31. TOCALLO, M. Plasma Transferred Arc, **Applications to extend part I,ife**, 1996.
32. SUN, J.; ZHANG, F; SHEN, J. **Characterizations of ball-milled nanocrystalline WC–Co composite powders and subsequently rapid hot pressing sintered cermets**. Materials Letters 57 (2003) 3140–3148, 2002.
33. YAEDU, A. E.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; DA SILVA, P. S. C. P. **Influence of dilution on microstructure and mechanical properties of a cobalt-based alloy deposited by Plasma Transferred Arc welding**. Materials Week. München, 2002.
34. www.Key-to-Steel.com - 1, **Characteristic of alloying elements**, Key to Steel, 2005 (<http://www.key-to-steel.com/Articles/Art10.htm> em 30/08/05)
35. www.Key-to-Steel.com - 2, **The Effects of Alloying Elements on Iron-Carbon**, Key to Steel, 2005 (<http://www.key-to-steel.com/Articles/Art151.htm> em 30/08/05).
36. www.Key-to-Steel.com - 3, **Hardness Testing**, Key to Steel, 2005 (<http://www.key-to-steel.com/Articles/Art140.htm> em 30/08/05).
37. www.pvsteel.com, **Effect of Alloying Elements**, Paxton & Vierling Steel, 2005 (<http://www.pvsteel.com/docs/Tsb-125.pdf> em 30/08/05).